



VŠB - Technická univerzita Ostrava  
Ostrava University of technology



Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství  
Katedra materiálového inženýrství

Faculty of metallurgy and material engineering  
Department of materials engineering

## Vybrané vlastnosti vysokomanganových ocelí

Chosen properties of high manganese steels

Diplomová práce  
Diploma thesis

Autor práce:  
Author

Bc. Petra Machýčková

Vedoucí práce:  
Supervisor

prof. Ing. Eva Mazancová, CSc.

Ostrava 2013

## Zadání diplomové práce

Student: **Bc. Petra Machýčková**  
Studijní program: N3923 Materiálové inženýrství  
Studijní obor: 3911T030 Technické materiály  
Téma: Vybrané vlastnosti vysokomanganových ocelí  
Chosen properties of high manganese steels

Zásady pro vypracování:

1. Úvod
2. Rozbor problému
3. Experimentální část
4. Výsledky a jejich diskuse
5. Závěr

Seznam doporučené odborné literatury:

- (1) MAZANCOVÁ, E. Nové typy materiálů pro automobilový průmysl-fyzikálně inženýrské vlastnosti vysokomanganových materiálů legovaných manganem a slitin hydridů kovů pro uskladnění vodíku. Monografie, VŠB-TUO, 2007, 74.
- (2) BOUAZIZ, O. Scripta Mater. 66, 2012, 1024.
- (3) MINTZ, B. et al. Iron and Steelmaker, 38, 2011, 3, 197.


Formální náležitosti a rozsah diplomové práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.


Vedoucí diplomové práce: **prof. Ing. Eva Mazancová, CSc.**

Datum zadání: 30.11.2012

Datum odevzdání: 10.05.2013



  
prof. Ing. Vlastimil Vodárek, CSc.  
vedoucí katedry

  
prof. Ing. Ludovít Dobrovský, CSc., Dr.h.c.  
děkan fakulty

# **Zásady pro vypracování diplomové práce**

## **I.**

Diplomovou prací (dále jen DP) se ověřují vědomosti a dovednosti, které student získal během studia, a jeho schopnosti využívat je při řešení teoretických i praktických problémů.

## **II.**

Uspořádání diplomové práce:

- |  |                              |
|--|------------------------------|
| 1. Titulní list                              | 5. Obsah DP                  |
| 2. Zásady pro vypracování DP                 | 6. Textová část DP           |
| 3. Prohlášení + místopřísežné prohlášení     | 7. Seznam použité literatury |
| 4. Abstrakt + klíčová slova česky a anglicky | 8. Přílohy                   |

ad 1) Titulním listem je originál zadání DP, který student obdrží na své oborové katedře.

ad 2) Tyto „Zásady pro vypracování diplomové práce“ následují za titulním listem. („Zásady pro vypracování diplomové práce“ jsou ke stažení na webových stránkách fakulty).

ad 3) Prohlášení + místopřísežné prohlášení napsané na zvláštním listě (ke stažení na webových stránkách fakulty) a vlastnoručně podepsané studentem s uvedením data odevzdání DP. V případě, že DP vychází ze spolupráce s jinými právníckými a fyzickými osobami a obsahuje citlivé údaje, je na zvláštním listě vloženo prohlášení spolupracující právnické nebo fyzické osoby o souhlasu se zveřejněním DP.

ad 4) Abstrakt a klíčová slova jsou uvedena na zvláštním listě česky a anglicky v rozsahu max. 1 strany pro obě jazykové verze.

ad 5) Obsah DP se uvádí na zvláštním listě. Zahrnuje názvy všech očíslovaných kapitol, podkapitol a statí textové části DP, odkaz na seznam příloh a seznam použité literatury, s uvedením příslušné stránky. Předpokládá se desetinné číslování.

ad 6) Textová část DP obvykle zahrnuje:

Úvod, obsahující charakteristiku řešeného problému a cíle jeho řešení v souladu se zadáním DP;

Vlastní rozpracování DP (včetně obrázků, tabulek, výpočtů) s dílčími závěry, vhodně členěné do kapitol a podkapitol podle povahy problému;

Závěr, obsahující celkové hodnocení výsledků DP z hlediska stanoveného zadání.

DP bude zpracována v rozsahu min. cca 45 stran (včetně obsahu a seznamu použité literatury).

Text musí být napsán vhodným textovým editorem počítače po jedné straně bílého nelesklého papíru formátu A4 při respektování následující **doporučené** úpravy - písmo Times New Roman (nebo podobné) 12b; řádkování 1,5; okraje – horní, dolní – 2,5 cm, levý – 3 cm, pravý 2 cm. Fotografie, schémata, obrázky, tabulky musí být očíslovány a musí na ně být v textu poukázáno. Budou zařazeny průběžně v textu, pouze je-li to nezbytně nutné, jako přílohy (viz ad 8).

Odborná terminologie práce musí odpovídat platným normám. Všechny výpočty musí být přehledně uspořádány tak, aby každý odborník byl schopen přezkoušet jejich správnost. U vzorců, údajů a hodnot převzatých z odborné literatury nebo z praxe musí být uveden jejich pramen - u literatury citován číselným odkazem (v hranatých závorkách) na seznam použité literatury.

Nedostatky ve způsobu vyjadřování, nedostatky gramatické, neopravené chyby v textu mohou snížit klasifikaci práce.

ad 7) DP bude obsahovat alespoň 15 literárních odkazů, z toho nejméně 5 v některém světových jazycích.  
Seznam použité literatury se píše na zvláštním listě. **Citaci literatury je nutno uvádět důsledně v souladu s ČSN ISO 690.** Na práce uvedené v seznamu použité literatury musí být uveden odkaz v textu DP.

ad 8) Přílohy budou obsahovat jen ty části (speciální výpočty, zdrojové texty programů aj.), nelze vhodně včlenit do vlastní textové části např. z důvodu ztráty srozumitelnosti.

### III.

Diplomovou práci student odevzdá ve dvou knihařsky svázaných vyhotoveních, pokud katedra garantující studijní obor neurčí jiný počet. Vnější desky budou označeny takto:

nahore: *Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava*  
*Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství*  
*Katedra . . . . .*

uprostřed: *DIPLOMOVÁ PRÁCE*

dole: *Rok* *Jméno a příjmení*

Kromě těchto dvou knihařsky svázaných výtisků odevzdá student kompletní práci také v elektronické formě do IS EDISON. Práce vložená v elektronické formě do IS EDISON se musí zcela shodovat s prací odevzdanou v tištěné formě.

### IV.

Diplomová práce, která neodpovídá těmto zásadám, nemůže být přijata k obhajobě. Tyto zásady jsou závazné pro studenty všech studijních programů a forem magisterského, resp. navazujícího magisterského studia fakulty metalurgie a materiálového inženýrství Vysoké školy báňské – Technické univerzity Ostrava od akademického roku 2012/2013.

Ostrava 30. 11. 2012

**Prof. Ing. Ludovít Dobrovský, CSc., Dr.h.c.**  
děkan fakulty metalurgie a materiálového inženýrství  
VŠB-TU Ostrava

## Prohlášení

Prohlašuji, že

- jsem byla seznámena s tím, že na mou diplomovou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb. - autorský zákon, zejména §35 – užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního (§60 – školní dílo);
- беру на ве́доміі, že Vysoká škola báňská – Technická universita Ostrava (dále jen VŠB – TUO) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě diplomovou práci užít (§35 odst. 3);
- souhlasím s tím, že bakalářská práce bude archivována v elektronické formě v databázi Ústřední knihovny VŠB – TUO a jeden výtisk bude uložen u vedoucího diplomové práce. Souhlasím s tím, že údaje o diplomové práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB – TUO;
- bylo sjednáno, že s VŠB – TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu §12 odst. 4 autorského zákona;
- bylo sjednáno, že užít dílo – diplomovou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB – TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB – TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše);
- беру на ве́доміі, že odevzdáním své diplomové práce souhlasím s jejím zveřejněním podle zákona č. 111/1998 Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (Zákon o vysokých školách) bez ohledu na výsledek její obhajoby.

**Místopřísežně prohlašuji, že jsem celou diplomovou práci vypracovala samostatně.**

V Ostravě *10.5.2013* .....

*Petra Kaeřpotoňová* .....

Podpis (jméno a příjmení studenta)

## Poděkování

Tímto děkuji všem, kteří mi pomáhali při vzniku této práce. Především vedoucí mé diplomové práce prof. Ing. Evě Mazancové, CSc. za trpělivé vedení a množství praktických rad.

Zvláštní poděkování patří rodičům a všem mým blízkým za podporu během studia.

Diplomová práce byla řešena jako součást projektu č. CZ.1.05/2.1.00/01.0040 “Regionální materiálově technologické centrum – výzkumná aktivita Nové zdroje pevnosti a houževnatosti materiálů pro náročné technologické aplikace” v rámci operačního programu “Výzkum a rozvoj pro inovace” financovaný ze strukturálních fondů a ze státního rozpočtu České republiky.

## Abstrakt

Diplomová práce “Vybrané vlastnosti vysokomanganových ocelí” se zabývá ocelmi typu TRIPLEX. Byly studovány otázky plasticity za tepla dvou litých ocelí TRIPLEX a vybrané vlastnosti tří ocelí TRIPLEX válcovaných za tepla a následně stárnutých. Součástí řešení byl mikrostrukturní a mikrofraktigrafický rozbor.

## Klíčová slova

TWIP, TRIPLEX, plasticita, metalografické parametry

## Abstract

The diploma work “Selected properties of high manganese steels” was focus on TRIPLEX steels typ. Hot ductility problems of two as-cast TRIPLEX steels and selected properties of three hot rolled and subsequently aged TRIPLEX steels were studied. Microstructure and microfractographic evaluation completed solution.

## Keywords:

TWIP, TRIPLEX, plasticity, metallographic parameters



## Obsah

Obsah.....	1
1. Seznam použitých zkratk a značek.....	3
2. Úvod .....	4
3. Rozbor problému.....	6
3.1. Definice základních pojmů mechanických vlastností .....	6
3.1.1. Mechanické vlastnosti kovových materiálů a jejich určování.....	6
3.1.2. Mechanické charakteristiky .....	7
3.1.2.1. Zkoušky mechanických vlastností materiálu a jejich význam.....	7
3.2. Vysokomanganové oceli.....	8
3.2.1. Princip rozvoje ocelí.....	8
3.2.2. Mikrostruktura a legující prvky vysokomanganové oceli .....	10
3.2.2.1. Mikrostruktura vysokomanganových ocelí.....	10
3.2.2.2. Vliv legujících prvků .....	11
3.2.3. Mechanické vlastnosti vysokomanganových ocelí typu TWIP a TRIPLEX .	15
3.2.3.1. Vliv velikosti zrna na mechanické chování TWIP ocelí.....	15
3.2.3.2. Vliv teploty deformace na mechanické vlastnosti vysokomanganových ocelí	21
3.2.3.3. Vliv rychlosti deformace na mechanické chování vysokomanganových ocelí	25
3.2.4. Energie vrstvené chyby .....	25
3.2.5. Aplikační přednosti vysokomanganových ocelí TWIP a TRIPLEX .....	27
4. Experimentální část .....	29
4.1. Experimentální materiál a technika řešení.....	29
4.1.1. Experimentální materiál .....	29
4.1.2. Technika použitá při řešení.....	29
4.1.3. Hodnocení mikrostruktury TRIPLEX ocelí po odlití a po válcování za tepla	34

4.1.4.	Výpočet podílu $\delta$ -feritu a parametru podílu austenitotvorných a feritotvorných prvků TRIPLEX ocelí .....	36
4.1.5.	Hodnocení velikosti zrna TRIPLEX ocelí .....	39
4.1.6.	Hodnocení mikrotvrdosti (HV0,3) a tvrdosti (HV30) TRIPLEX ocelí .....	39
4.1.7.	Hodnocení tvrdosti a karbidických částic ocelí 3, 4, 5 po stárnutí .....	41
4.1.8.	Vyhodnocení mechanických vlastností tahové zkoušky ocelí 1 a 2 .....	43
4.1.9.	Vyhodnocení lomových ploch po tahové zkoušce oceli 1 a 2 .....	44
4.1.9.1.	Detekce částic na lomové ploše oceli 1 a 2 .....	44
4.1.9.2.	Hodnocení lomových ploch po tahové zkoušce oceli 1 při daných teplotách	45
4.1.9.3.	Hodnocení lomových ploch po tahové zkoušce oceli 2 při daných teplotách	48
4.2.	Analýza výsledků .....	51
5.	Závěr .....	53
6.	Seznam použité literatury .....	54

## 1. Seznam použitých zkratk a značek

TEM ... transmisní elektronový mikroskop

SFE ... energie vrstevné chyby (stacking fault energy)

TRIP ... plasticita indukovaná transformací

TWIP ... plasticita indukovaná dvojčatěním

TRPLEX ... tři prvky vedle Fe

AHSS ... pokročilé vysokopevné oceli

FCC ... plošně centrovaná kubická struktura

HCP ... nejtěsněji uspořádaná hexagonální struktura

BCT ... prostorově centrovaná tetragonální struktura

BCC ... prostorově centrovaná kubická struktura

SIP ... plasticita indukovaná smykem

SEM ... skenovací elektronový mikroskop

R<sub>m</sub> ... pevnost

Re ... mez kluzů

A ... tažnost

γ ... austenit

ε ... martenzit

α' ... martenzit

T<sub>N</sub> ... Neelova teplota – mění paramagnetický austenit na antiferomagnetický

a<sub>k</sub> ... střední mřížkový parametr k-karbidu

Δσ<sup>γ→ε</sup> ... volná entalpie transformace γ → ε

P<sub>sf</sub> ... pravděpodobnost vrstevné chyby

## 2. Úvod

Evropský registr obsahuje více než 2200 různých tříd ocelí, se specifickými vlastnostmi a chováním, vyvinuté pro různé účely. Většina těchto ocelí byla uvedena na základě zkušeností, neustálého zlepšování stávajících materiálů. Některé se odvodily vědeckou znalostí z rozhodujících fyzikálních zkušeností požadovaných vlastností a méně kvantitativním modelováním důležitých jevů. Můžeme dojít k závěru, že většina ocelí používaných dnes je výsledkem procesu neustálého zlepšování, který přispěl k rozmanitosti materiálu [1].

Podíváme-li se na historické příklady úspěšnosti rozvoje nové oceli, můžeme zjistit, že obvykle silná poptávka z nově se rozvíjející technologie byla důležitou podmínkou. Vývoj Cr-Ni nerez ocelí přispěl k rozvoji chemického průmyslu a jejich silně rostoucí poptávkou po ocelích odolávajících korozi. Výhody vysokého obsahu Cr jsou známy už dlouho, ale antikorozi požadavky v kritických prostředích rostly, zatímco omezená tvářitelnost čistých Cr ocelí byla nevýhodou. Vedlo to k rozsáhlé studii chování rozdílných kombinací legur na celkové korozi a tvářecí chování [1].

O 50 let později olejářský a plynářský průmysl požadoval velké množství potrubí vysokého stupně pevností. Požadavkem byly mimořádné kombinace houževnatosti a pevnosti. Procesy nízko teplotního válcování a základní znalosti o mikrolegování vedly k novým třídám ocelí, které naplnily požadované vlastnosti a vedly k ekonomičtějším procesu bez ošetření žíháním. Dostupnost transmisních elektronových mikroskopů (TEM) umožnila vědcům vidět a chápat interakci mikro-slitinových prvků s dislokacemi, zrnem a hranicemi fází [1].

Modernějším příkladem jsou například za studena tvářitelné oceli s mikrostrukturou složenou nejméně ze dvou rozdílných složek, což vedlo ke zvýšení úrovně pevnosti bez zhoršení houževnatosti. Tyto multifázové oceli nebo zdokonalené vysoce pevné oceli nabízejí velmi atraktivní kombinace pevnosti a houževnatosti zejména pro automobilové aplikace. Zdokonalily se, aby zachovaly nebo dokonce zvýšily konkurenční pozici ocelí pro karosářské aplikace s respektem nízké hmotnosti a vyšší bezpečnosti. Multifázové oceli jsou závislé na koexistenci různých mikrostrukturních fází s rozdílnými mechanickými vlastnostmi a jejich vzájemného ovlivnění. Mikrostrukturní “úprava“ s ohledem na fázový podíl, velikost a morfologii má nejdůležitější význam [1].

V současné době, je zkoumána matrice nové austenitické ocele, obsahující mangan mezi 15 a 25%, včetně slitinových příměsí C, Si, Al a dalších prvků. Zájem o tento materiál je, díky výskytu různých deformačních mechanismů, které mohou být příčinou mimořádného deformačního zpevnění vyplývající z neznámé kombinace vysoké tváritelnosti a vysoké pevnosti. Mechanismy tváření jsou řízeny energií vrstevné chyby (SFE) [1].

Můžeme dojít k závěru, že návrh nových ocelí je obvykle založen na třech položkách:

- Požadavky: např. požadavky na předpokládané budoucí použití,
- Nástroje: např. metody použité pro vývoj materiálů
- Omezení: např. procesy dostupné dnes a v budoucnosti nebo dopad na dispozici surového materiálu.

Ocel, vzhledem k tomu, že se obvykle vyrábí ve velkém množství, vyžaduje, aby byla zpracována vždy podle ekonomických pravidel. Proto výše uvedené požadavky, nástroje a omezení musí být zvažovány s ohledem na náklady a problematiku životního prostředí [1].

Atraktivní materiály zejména pro automobilový průmysl jsou vedle TRIP ocelí i nově vyvíjené TWIP a TRIPLEX slitiny, které jsou schopny zajistit vysoké parametry pevnostních vlastností spolu s vysokou úrovní plasticity.

Cílem této práce bude ukázat některé vybrané vlastnosti dosažené u vysoko manganové oceli typu TRIPLEX, které nebyly vůbec nebo pouze ojediněle v odborné literatuře prezentovány.

### 3. Rozbor problému

#### 3.1. Definice základních pojmů mechanických vlastností

Vlastnosti konstrukčního materiálu jsou určujícím faktorem pro jeho praktické využití. Mají zásadní vliv na životnost součásti a jeho schopnost plnit požadovanou funkci [2].

*Vlastnosti jsou projevem hmoty. Člověk je pozoruje a zkoumá ze svého pohledu, se zaměřením na užité vlastnosti [2].*

Vlastnosti jsou určovány experimentálně, číselnou hodnotou, která je kvantifikuje, označujeme ji jako materiálovou charakteristiku. Zkoumanou vlastnost můžeme zařadit do jedné z následujících kategorií: fyzikální vlastnost, technologickou vlastnost a fyzikálně-mechanickou vlastnost. Do kategorie fyzikálních vlastností patří i vlastnosti mechanické, které jsou často považovány za samostatnou kategorii, z důvodu jejich komplexnosti a významu praxe [2].

##### 3.1.1. Mechanické vlastnosti kovových materiálů a jejich určování

Mechanická vlastnost materiálů je odezva na vnější silové zatížení, charakterizována fyzikální veličinou, nejčastěji napětím a deformací. Závisí na mnoha faktorech, které zahrnují například vliv materiálů a tvar zkušebního tělesa, ale i způsob, jakým byly experimentálně zjištěny. Tyto faktory dělíme na externí a interní. Externí faktory jsou: rychlost deformace, teplota, druh a časový průběh zatěžování, okolní prostředí. Mezi interní faktory patří: chemické složení, chemická heterogenita, struktura a strukturní heterogenita, velikost a tvar částic, stav povrchu konkrétní součásti, koncentrátoři napětí v podobě konstrukčních a technologických vrubů [2].

Mezi základní mechanické vlastnosti řadíme pevnost, tvárnost, pružnost, houževnatost, jejichž definice jsou popsány níže [3].

***Pevnost** je odolnost materiálu proti trvalému porušení soudržnosti částic [3].*

***Tvárnost (plasticita)** je schopnost materiálů se deformovat před porušením plasticky. Je deformací nevratnou, při odlehčení se rozměry tělesa vrátí na původní hodnoty. Dále platí zákon zachování objemu [3].*

***Pružnost (elasticita)** je schopnost materiálu deformovat se před porušením pružně. Je deformací vratnou, při odlehčení se rozměry tělesa vrátí na původní hodnoty. Neplatí zákon zachování objemu [3].*

***Houževnatost**, odolnost materiálu vůči vzniku deformace nebo porušení. Mírou houževnatosti je množství mechanické práce potřebné k vytvoření deformace nebo k porušení materiálu [3].*

### **3.1.2. Mechanické charakteristiky**

Zkoušení mechanických vlastností má mimořádný význam pro výrobce konstrukčních materiálů, technology a konstruktéry. Určení mechanické charakteristiky zahrnuje výrobu zkušebního tělesa a hodnocení vlivu silového působení na jeho chování. Získané mechanické charakteristiky nelze považovat za konstantní pro konkrétní materiály, protože jejich hodnoty závisí na podmínkách zkoušky, stejně jako mechanické vlastnosti [4].

#### **3.1.2.1. Zkoušky mechanických vlastností materiálu a jejich význam**

Výsledkem aplikace vnějších zátěžných sil na zkušební těleso může být jeho elastická deformace, je dočasná, po odlehčení vymizí. Těleso se může také deformovat plasticky, to je nevratně, v krajním případě dochází k porušení soudržnosti materiálu v podobě trhliny a později lomu. Takto probíhající mechanické zkoušky označujeme jako destruktivní. Jestliže při zkoušení nedochází k trvalému poškození vzorku a změnám jeho chemického složení a struktury, jsou označovány jako nedestruktivní. Je potřebné, aby pro určitou mechanickou zkoušku byl normalizován nejen její průběh, ale také tvar zkušebního tělesa a kalibrace zkušebního zařízení. Těmito normami disponuje Český normalizační institut [4].

V praxi se dále uplatňují technologické zkoušky, slouží k posouzení, zda daný materiál lze podrobit určité technologické operaci, například kování, svařování, obrábění. Mezi tyto zkoušky patří nejčastěji zkoušky slévárenských vlastností – zabíhavosti a smrštění, zkoušky tváritelnosti za tepla a za studen [4].

Destruktivní zkoušky lze rozdělit podle rychlosti zatěžování na statické a dynamické, podle délky trvání na krátkodobé a dlouhodobé. Rozdělení destruktivních zkoušek je znázorněno v následující tabulce tab. 1 [2].

*Tab. 1 Přehled destruktivních zkoušek mechanických vlastností [2]*

<b>zatížení</b>	<b>krátkodobé</b>	<b>dlouhodobé</b>
<b>statické</b>	zkouška tahem	zkouška tečení
	zkouška tlakem	
	zkouška ohybem	
	zkouška krutem	
	zkouška stříhem	
	zkouška tvrdosti	
<b>dynamické</b>	zkouška tvrdosti	zkoušky vysokocyklové únavy
	zkouška rázem v ohybu	
	zkouška nízkocyklové únavy	

Nedestruktivní zkoušky jsou potřebné při kontrole kvality a řízení jakosti. Jsou složeny ze dvou oblastí činnosti. Zjišťování struktury materiálu a defektoskopii. Zjišťování struktury materiálu pokrývá výrobu a přípravu metalografických vzorků, včetně optické a elektronové mikroskopie. Defektoskopie se zabývá zjišťováním povrchových a vnějších vad součástí. Defektoskopické zkoušky měří určité fyzikální veličiny, měnící se v závislosti na látkovém prostředí, což umožňuje stanovení velikosti, polohy a tvaru vady. Povrchové vady se detekují vizuálními metodami a penetračními zkouškami. Vnitřní vady se detekují akustickými metodami, ultrazvukovými a radiologickými. Povrchové i vnitřní vady mohou být odhaleny magnetoindukčními a elektroinduktivními zkouškami [4,5].

## **3.2. Vysokomanganové oceli**

### **3.2.1. Princip rozvoje ocelí**

Ekonomická a ekologická hlediska si vynutila, zvýšení úrovně pevnosti ocelí, které jsou podmínkou pro lehčí konstrukce v automobilovém průmyslu. Vyvinula se myšlenka nového materiálu s maximální pevností po tváření oceli za tepla i za studena [1].

Vícefázové oceli obsahující poměrně měkkou fázi v matrici, která je odpovědná za nízkou mez kluzu a dobrou tvářitelnost společně s vysokým tahovým napětím, je výsledkem přítomnosti tvrdé sekundární fáze, jako je tomu u dvoufázových ocelí. Mechanické vlastnosti je možné měnit a přizpůsobovat pro příslušné aplikace tím, že se upraví typ morfologie a orientace a především objemový podíl jedné fáze, její velikost a distribuce [1].

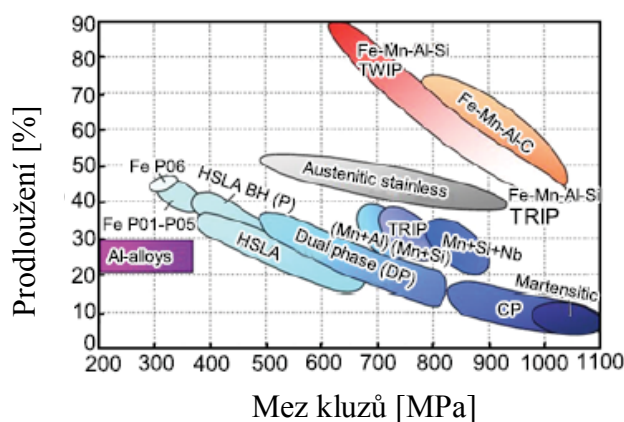
Úplné využití vlastností vyžaduje přizpůsobit zkušební metody za účelem popsat určité chování nových ocelí. Použití vysoko-pevnostních ocelí při selhání důležitých vlastností, vyžaduje pochopení chování vysoké deformační rychlosti při rozdílných teplotách. Zvláště u



oceli s metastabilní fází, jejich určité chování deformačního zpevnění nemůže být déle sledováno jen tahovou zkouškou. Tlaková zkouška podá doplňkové informace o chování deformačního zpevnění během dvouosého namáhání při vysoké deformaci. Selhání moderních ocelí může být popsáno diagramy mezního tváření a napětově tvářecími diagramy [1].

Ocele vytvořené plasticitou indukovanou transformací (TRIP) a plasticitou indukovanou dvojčatěním (TWIP) jsou dva zástupci atraktivních karosářských materiálů. Prototyp TWIP ocelí pochází z vysokomanganové austenitické oceli, která byla objevena Sirem Robertem Hadfieldem[6] v roce 1888. Práce Frommeyera a Grässela et.al.[7] a potřeba pokročilých vysoko pevných ocelí (AHSS) vyvolala zájem o mechanické vlastnosti vysokomanganových ocelí. V poslední době se těší vysokomanganové oceli významné pozornosti, vzhledem k rostoucímu požadavku na vysoce-výkonné automobilové materiály. Vysokomanganové oceli se stávají jedním z nejatraktivnějších a potenciálních materiálů pro výrobu součástek vozidel díky jejich vynikající kombinaci pevnosti a plasticity [8].

Pevnost a plasticita kovových materiálů byly dlouho považovány za kompetiční. Na získání materiálu s vysokou pevností a zároveň s vysokou houževnatostí se stále pracuje. Vysokomanganové austenitické ocele mají nejvyšší úroveň pevnosti a houževnatosti, jak znázorňuje obr. 1, kde vztah mezi pevností v tahu a prodloužením je shrnutý pro typické feritické a neferitické materiály používané pro automobilové součástky. Převládajícím deformačním mechanismem ve TWIP oceli je dvojčatění indukované deformací. Mimořádně vysoký výsledek pevnosti a houževnatosti těchto ocelí je zjištěn z vysokého podílu deformačního zpevnění spojený s jevem deformačního dvojčatění, jenž připouští při požadované kombinaci vyšší pevnost a vyšší rovnoměrné prodloužení [8].



Obr. 1 Závislost mezi kluzu a prodloužení různých ocelí [8]

Přednostní pozornost je zaměřena na tři hlavní typy vysokomanganových ocelí, Fe-Mn-C, Fe-Mn-C-Al a Fe-Mn-Si-Al. Přísada Al do TWIP oceli vede ke skutečnému snížení měrné hmotnosti těchto ocelí ( $6,8 - 7,3 \text{ g/cm}^3$ , závislý na obsahu Al), což je částečně významné pro automobilový průmysl z hlediska spotřeby paliva a dopadu na životní prostředí, což je spojeno s nižší hmotností karoserie. Proto je průmysl zaměřený na vysokomanganové oceli typu TWIP a TRIPLEX [8].

Vzhledem k jejich možnostem, jakožto pokročilý karosářský materiál, je nezbytné posoudit faktory, které ovlivňují mechanické vlastnosti vysoko manganové oceli třídy Fe-Mn-Al-C a Fe-Mn-Si-Al-C. Oceli tvrzené stárnutím s austenitickým základem obsahující zvýšený podíl Mn, Al a C, (Fe-Mn-C-Al třída) byly poprvé vyvinuty ke konci 50 let pro použití v kryogenních a vysoce korozivních prostředích. Následně byly nahrazeny vysoko Ni-Cr ocelmi a teprve nedávno byly opět přehodnocené, jakožto slibný kandidát austenitických nerezavějících ocelí s přidáním obsahu Cr [8].

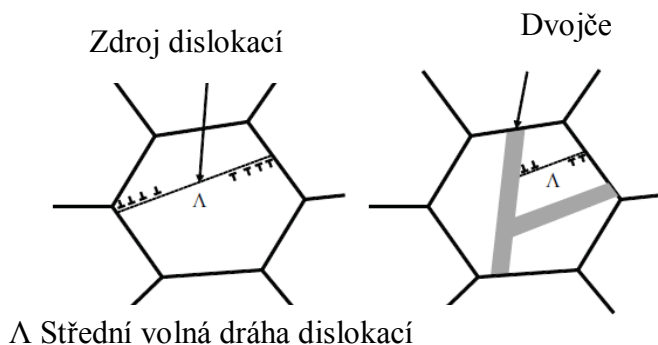
### **3.2.2. Mikrostruktura a legující prvky vysokomanganové oceli**

#### **3.2.2.1. Mikrostruktura vysokomanganových ocelí**

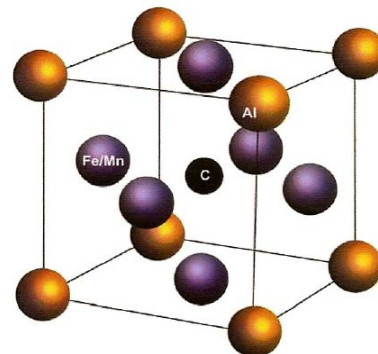
Mikrostruktura vysokomanganových ocelí může obsahovat různé fáze v závislosti na obsahu manganu a feritotvorných prvků. Může být charakteristická objemovým zlomkem FCC austenitu, HCP martensitu, BCT martensitu a BCC feritu. Mechanické vlastnosti těchto slitin jsou ovlivněny jejich počáteční fází a jejich změnou během deformace. Při transformaci  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  a  $\varepsilon \rightarrow \alpha'$  klesá teplota transformace s rostoucím obsahem Mn. Teplota, označená jako Néelová teplota ( $T_N$ ), uvádí změnu paramagnetického austenitu na feromagnetický u slitin s vysokým obsahem manganu [1].

Slitina TWIP má jemnozrnou plošně centrovanou kubickou strukturu (FCC) s vysokým obsahem manganu 22 až 25%. Je tvořena plně austenitickou maticí, která často obsahuje široká rekrystalizační dvojčata. Dále matrice neobsahuje jiné fáze, tzn. je bez tvorby  $\varepsilon$ -martenzitu. Tuto strukturu by mělo zajišťovat dané chemické složení při teplotách v rozmezí  $-100^\circ\text{C}$  až  $+300^\circ\text{C}$ . Dále je třeba potlačit tvorbu karbidů při běžných procesech zpracování a vznik napětově indukovaného martenzitu. V závislosti na systému slitin je obsah uhlíku v TWIP ocelích buď nízký ( $<0,05\%$ ) anebo vysoký (až  $1,0\%$ ), obvykle v rozmezí  $0,5-1,0\%$ . Pozornost průmyslu je hlavně věnována na TWIP ocele s rozsahem složení  $15-25\%\text{Mn}$ ,  $0-3\%\text{Si}$ ,  $0-3\%\text{Al}$  a  $200-6000\text{ppm C}$ . Hlavní deformační mechanismus ve TWIP ocelích je dislokační skluz a deformace indukovaná dvojčatěním, která postupně snižuje střední volnou

dráhu pro pohyb dislokací v rozsahu zrn, což má za následek dynamický Hall-Petchův efekt (obr. 2). Mechanická dvojčata jsou tvořena díky nízké energii vrstevné chyby. Postupné snížení efektivní šířky skluzu dislokací, vedoucí k velmi vysokému zpevnění byl sledovaný v TWIP ocelích [9, 10, 11].



Obr. 2 Znáznornění dynamického Hall-Petchova efekt [11]



Obr. 3 Jednotková buňka k-karbidu  $(\text{FeMn})_3\text{AlC}$  [10]

Slitina TRIPLEX obsahuje 25-30%Mn, 9-12% Al, a kolem 1%C (0,7 – 1,2%C). Mikrostruktura je majoritně složena z kubické plošně centrované mřížky tvořené tuhým roztokem  $\gamma$ -Fe s žíhacími dvojčaty, který obsahuje jemně dispergované k-karbidy o nanovelikosti a objemovém podílu 6-9% a proměnlivý obsah feritu odpovídá 5 až 15%, podle obsahu feritotvorných prvků [9, 10].

Na obr. 3 je uvedena buňka k-karbidu  $(\text{FeMn})_3\text{AlC}$  s vyznačením poloh C, Al a (Fe, Mn) v uspořádané mřížce. Je patrné, že atomy C jsou situovány v oktaedrických polohách. Střední mřížkový parametr  $a_k=0,3837\mu\text{m}$  je závislý na obsahu Al. Významnou charakteristikou mikrostruktury je i její odolnost proti vzniku martensitu (stabilita vzhledem k  $\varepsilon$ -martenzitu). Z termodynamického rozboru vyplývá, že volná entalpie  $\Delta\sigma^{\gamma-\varepsilon}$  vykazuje vysokou stabilitu austenitické matrice, vzhledem k tvorbě hexagonálního  $\varepsilon$ -martenzitu. V dané souvislosti je nutno také vzít v úvahu i úroveň SFE. Hodnota SFE dosahuje v daném případě až  $110\text{mJ/m}^2$ , z čehož plyne, že nemůže vést k náchylnosti k výraznému mechanickému dvojčatění, jako je tomu u materiálu kategorie TWIP. Tato materiály vykazují výrazně nižší SFE [10, 12].

### 3.2.2.2. Vliv legujících prvků

Vysokomanganové oceli jsou složeny z jednoduché austenitické fáze nebo multi fáze s vysokým obsahem austenitu a mohou být legovány různými prvky. Za účelem dosáhnout plně austenitickou mikrostrukturu, je požadován dostatečný obsah Mn ve TWIP ocelích. Další

prvky, např. C, Si nebo Al, jsou potřebné pro dosažení vysoké pevnosti a významného rovnoměrného prodloužení, spojeného s dvojčatově indukovanou deformací. Pro speciální účely, např. zlepšení oxidační a korozní odolností, je Cr společně s Al obvyklým prvkem použitý v TWIP ocelích [8, 10].

Mangan stabilizuje austenit, nicméně pokud jeho obsah je nižší než 15%, vytvoří se  $\alpha'$ -martenzit, což zhoršuje tvárnost. Pokud obsah Mn převyší 30-32%, může se vytvořit v mikrostruktuře křehká fáze  $\beta$ -Mn. Proto je obsah manganu obvykle v rozsahu 15-30%. Transformační teplota  $\gamma \rightarrow \epsilon$  se snižuje s rostoucím obsahem Mn. Dále také přispívá k dosažení důležitých mechanických vlastností ve srovnání s konvenčními typy korozivzdorných ocelí [8, 10].

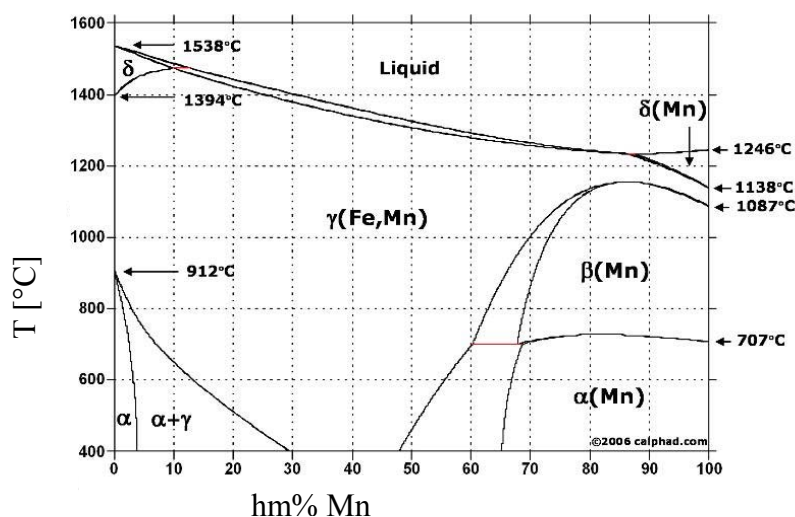
Křemík je přidáván pro získání stabilní plně austenitické mikrostruktury s nízkou SFE, v rozmezí 15 – 20mJ/m<sup>2</sup>. Dále zlepšuje pevnost přes tuhý roztok. Přísada Si je účinná při zjemňování  $\epsilon$ -martenzitických desek a zvýšení lomové pevnosti, přesto, že nezlepšuje houževnatost [8, 10].

Hliník je také přidáván pro získání stabilní plně austenitické mikrostruktury s nízkou SFE v rozmezí 15 – 20mJ/m<sup>2</sup>. Vysoký obsah Al ve vysokomanganových ocelích zvyšuje silně SFE austenitu. Tvorba  $\epsilon$ -martenzitu je potlačena přísadou Al a to je také velmi účinné při zlepšení houževnatosti za nízké teploty. Hliník může segregovat na hranicích zrn během tuhnutí, a tím způsobí nízký bod tavení intermetalické sloučeniny jako Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>, mající bod tavení okolo 1170°C na hranicích zrn, které vedou k oslabení v lité struktuře. Proto by měl být obsah hliníku na nižší úrovni [8, 10].

Uhlík může vylepšit stabilitu austenitu a pevnost ocelí. Také brání tvorbě  $\epsilon$ -martenzitu zvýšením SFE. Vysoký obsah může vést ke vzniku karbidů (typu M<sub>3</sub>C, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> resp. k tvorbě perlitu na bázi cementitu). Nízký obsah C při vysokém obsahu Ni zajišťuje stabilní FCC mřížku [8, 10].

Přísada nízkého obsahu B, Ti, Zr do vysokomanganových ocelí legovaných Al, může zlepšit houževnatost ocelí. Dusík je účinným zpevňujícím prvkem v austenitu, např. přísada N do slitiny Fe-16,5Mn snižuje teplotu martenzit-start a také snižuje objemový zlomek  $\epsilon$ -martenzitu [8, 10].

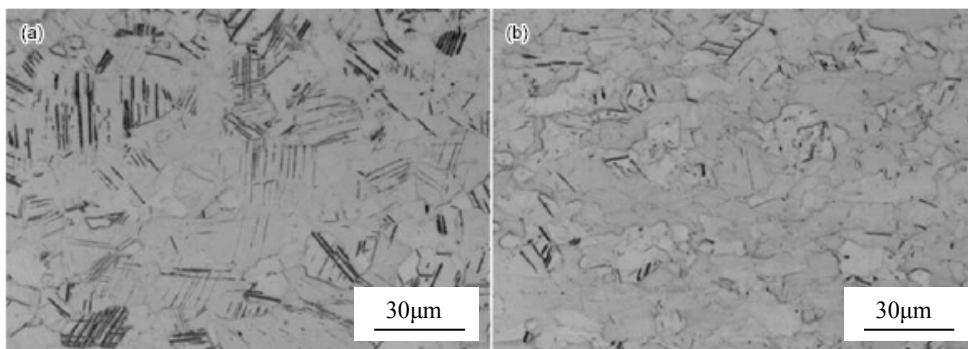
V rovnovážném fázovém diagramu Fe-Mn (obr. 4) [13], strana bohatá na železo má otevřenou oblast  $\gamma$  a v rozmezí 5–25% Mn, mikrostruktura Fe-Mn slitiny je řízená přítomností  $\alpha'$ -martenzitu při nízkém obsahu Mn a  $\varepsilon$ -martenzitu při vysokém obsahu Mn. Přibližně 27% Mn je požadováno pro získání metastabilního austenitu při pokojové teplotě. Poměrně nízká přísada C  $\sim 0,6\%$  má za následek ve volném martenzitu, austenitickou mikrostrukturu při nejnižším obsahu manganu 12%. Hliník je přidán na řízení energie vrstevné chyby TWIP ocele a také aby potlačil vznik karbidu  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Jak bylo zmíněno výše, přísada Al, obvykle nižší než 3%, má za následek mírný nárůst energie vrstevné chyby a snížení hmotnosti karoserie automobilu. Jiná možnost, jak se přiblížit k dosáhnutí TWIP ocele s rovnoměrnou austenitickou mikrostrukturou, je použít vyšší obsah manganu s nižší přísadou uhlíku, který je vyvážený s Mn (podle Schumanna [14]). Složení TWIP ocele někdy vyžaduje příměsi Si a Al pro řízení energie vrstevné chyby. Malá přísada Al usnadní TWIP efekt a vznik  $\varepsilon$ -martenzitu prakticky potlačí. Dusík má podobný vliv jako hliník [8].



Obr. 4 Rovnovážený fázový diagram Fe-Mn[13]

Mikrostruktury TWIP ocele Fe-23Mn-2Al-0,2C válcované za tepla při 1150 °C s následným ochlazením na vzduchu a kalené ve vodě jsou na obr. 5(a) a (b) [8].

Lze pozorovat nejvíce dvojčata v austenitické matici po ochlazení na vzduchu než po kalení ve vodě. Mikrostruktura na obr. 5(b) má jemnější austenitická zrna v důsledku rychlého ochlazení po válcování. Po deformaci v tahu do lomu, původní dvojčata zmizela a vytvořila se deformační dvojčata nová. Více zdeformovaná dvojčata se nacházela blízko povrchu lomu a nepravidelně tvarovaná dvojčata se vyskytovala mimo povrchu lomu [8].



*Obr. 5 Mikrostruktury Fe-23Mn-2Al-0,2C ocele válcované za tepla s následným ochlazením na vzduchu (a) a kalené ve vodě (b) [8]*

Přísada Al nad 12% u ocelí TRIPLEX vykazuje významné snížení hustoty a pokles je zaznamenán už při přidání 1%Al. Při obsahu 12,5%Al lze dosáhnout měrné hmotnosti okolo  $6,5 \text{ g.cm}^{-3}$ . Tendence změny mechanických vlastností s obsahem Al nepodléhá změně ve složení fází. Přísada Al zvýší pevnost, zatímco sníží houževnatost ve feritických, austenitických a duplexních ocelích pro obsah Al v rozmezí od 3 do 13%. Nižší obsah Al se odrazí na potlačení fázové přeměny austenitu na  $\epsilon$ -martenzit a současně je zvýšená tvorba deformačních dvojčat. Náhlé snížení maximální pevnosti v tahu s obsahem Al 0-3% je přisuzován potlačení mechanickému dvojčatní způsobený rostoucí SFE. Pevnost v tahu se zvyšuje s rostoucím obsahem Al přes 3%, je to možné díky skutečnosti, že deformační mechanismus je změněn z dvojčatní na rovinný skluz vzniklý ze smyku uspořádaných částí. S rostoucím obsahem Mn vykazují slitiny nárůst houževnatosti doprovázenou snížením pevnosti. Mangan má malý vliv na řídicí sílu tvorby k-karbidů. Vyšší obsah Mn a Al vykazuje tvorbu dvojčat místo martenzitické fázové přeměny austenitu na  $\epsilon$ -martenzit [15].

Přísada Cr zvyšuje houževnatost a snižuje pevnost. Je to díky potlačení k-karbidické precipitace [15].

Zvyšující se obsah C zvyšuje také pevnost slitiny. Mez pevnosti se zvyšuje s vyšší rychlosti, než u maximální pevnosti v tahu, dále vykazuje postupné snížení zpevnění s rostoucím obsahem C. Celková plasticita se zvýší, až když se stane matrice jednoduchou fází austenitu a pak rychleji klesá s rostoucím obsahem C [10].

Z pohledu metalurgie je koncept lehkých ocelí velice komplikovaný. Je to proto, že lehké oceli mohou mít feritickou, austenitickou nebo dokonce multifázovou strukturu závislou na obsahu primárních legujících prvků C, Mn a Al. Uhlík a Mn stabilizují austenitickou matici. Rostoucí obsah Al do 6% více snižuje stabilitu austenitu při vysokých teplotách a vyšším obsahu C. Vyšší obsah Al také zvyšuje stabilitu k-karbidu při vyšších teplotách a nízkém obsahu C na úkor stability cementitu [10].



Vliv přísad Al a Si způsobí, že zvýšený obsah Si (nad 3%) podporuje vznik jemné mikrostruktury desek  $\epsilon$ -martenzitu, což se projeví v dosažení vyšší pevnosti a snížení plastické odezvy. Naopak přísada Al potlačuje při dvojčatění tvorbu martenzitu a zároveň zlepšuje úroveň nízkoteplotní plasticity [10].

### 3.2.3. Mechanické vlastnosti vysokomanganových ocelí typu TWIP a TRIPLEX

Vlastnosti různých ocelí závisí na struktuře krystalové mřížky, prostorovém uspořádání atomů v malých krystalech od okamžiku, kdy roztavená ocel tuhne. Vlastnosti jsou také určeny tím, jak jsou krystaly uspořádány, které jsou závislé na struktuře vlastního krystalu. Přidání slitinových prvků způsobí vytvoření určité krystalové struktury. Tímto se mohou měnit vlastnosti ocelí. K odhalení energeticky nejvýhodnější krystalové struktury se používá termodynamických výpočtů. Z těchto výpočtů se došlo také k názoru, že kombinace Mn, Si, a Al je vhodná pro rozvoj nových lehkých konstrukčních ocelí. Tyto prvky jsou lehčí než Fe, a přinutí krystalovou mřížku se změnit do určité struktury. Železo se tedy může měnit mezi různými krystalovými mřížkami, austenit (FCC), varianta (BCC), hexagonální struktury jsou popsány jako martenzit. Krystalová mřížka se mění a s ní i charakter oceli, ta je závislá na obsahu slitinových prvků - substituční atomy v krystalové mřížce. Na následujícím obrázku (obr. 6) je vidět rozdílnost v mikrostrukturách ocelí TRIP, TWIP, TRIPLEX [16].



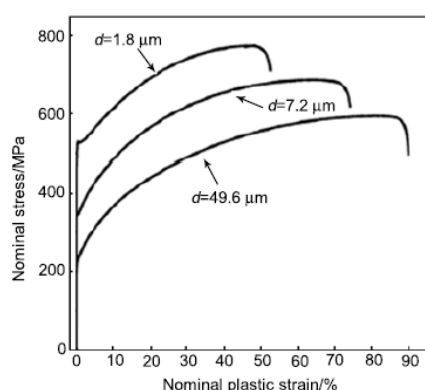
Obr. 6 Různé mikrostruktury TRIP, TWIP a TRIPLEX ocelí pozorované optickým mikroskopem (1 a 2) a skenovacím elektronovým mikroskopem (3) [16]

#### 3.2.3.1. Vliv velikosti zrna na mechanické chování TWIP ocelí

Velikost zrna je úzce spojena s mechanickými vlastnostmi materiálu a vylepšení zrna se tak stane vhodným způsobem jak řídit mikrostrukturu při zpevnění materiálu bez změny chemického složení. Pomocí procesu plastické deformace se v dnešní době mohou vytvořit

velmi dobře zrnité kovové materiály s průměrnou velikostí zrna menší než  $1\mu\text{m}$  nebo dokonce i sub-mikrostrukturní. U feritických ocelí nebo kovů s FCC strukturou se středně vysokou SFE, kdy se velikost zrna blíží  $1\mu\text{m}$ , je houževnatost nebo rovnoměrné prodloužení při zkoušce tahem značně snižena na několik procent. Ve FCC kovech a slitinách s nižší SFE (TWIP ocel) jsou informace o vlivu rozsahu velikosti zrna na pevnost a houževnatost omezeny [8].

Vliv velikosti zrna na strukturu dislokací ve TWIP oceli má důležitou funkci na výskyt mechanického dvojčete. S klesající velikostí zrna jsou deformační dvojčata snižována a houževnatost je potlačena. Zpevněním velikosti zrna se dvojčatění podstatně omezí. Jemnozrná ocel (velikost zrna  $d=1,8\mu\text{m}$ ) vykazuje vysokou pevnost s dostatečnou houževnatostí (obr. 7), jenž se liší od slitin se středně vysokou SFE. To naznačuje, že vysoká houževnatost spočívá nejen na dvojčatní, ale také v potlačení dynamického zotavení díky nízké SFE. Množství deformačních dvojčat roste s rostoucí velikostí zrna, které vedou k většímu TWIP efektu v hrubozrnném vzorku než v jemnozrnném vzorku. Může to být přisuzováno závislosti kritického napětí při vzniku deformačních dvojčat na velikosti zrna. Tabulka (tab. 2) uvádí mechanické chování TWIP ocele pro různé velikosti zrna [8].



*Obr. 7 Křivky napětí-deformace TWIP ocele po 88% válcování za studena a následně žíhané při  $700^{\circ}\text{C}$  ( $d=1,8\mu\text{m}$ ),  $800^{\circ}\text{C}$  ( $d=7,2\mu\text{m}$ ) a  $1000^{\circ}\text{C}$  ( $d=49,6\mu\text{m}$ ) po dobu 1800s [8]*

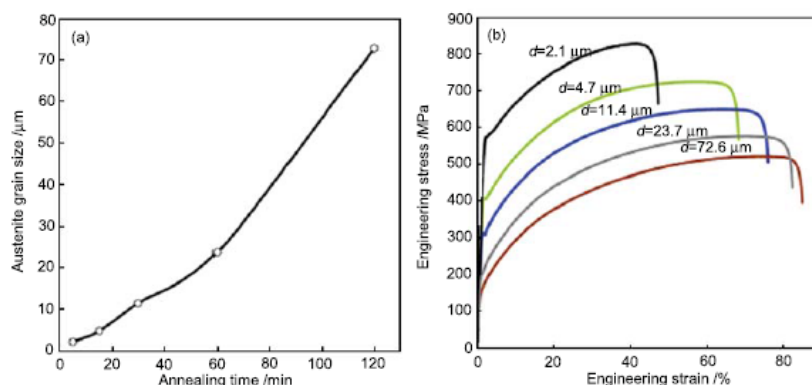
Velikost zrna	Mez kluzu	Max. pevnost v tahu	Prodloužení
$\mu\text{m}$	MPa	MPa	%
<b>7(8)</b>	380	785	68,0
<b>13(19)</b>	285	700	72,0
<b>30(477)</b>	265	675	75,0
<b>63(97)</b>	230	610	79,0

*Tab. 2 Mechanické vlastnosti TWIP ocele s rozdílnou velikostí zrna (hranice dvojčat vyloučeny) [8]*

Velikost jemného zrna může úplně potlačit tvorbu dvojčat a martenzitu v materiálech s nízkou SFE. Počátek tvorby dvojčete potřebuje kritickou hustotu dislokací (tzn. vznik dvojčete po přidání plastické deformace). Před začátkem dvojčatění nejprve nastane



dislokační skluz. Různé velikosti zrna (2,1 – 72,6  $\mu\text{m}$ ) TWIP ocele válcované za studena a žíhané při 850°C při různých časech (5 - 120 min) jsou znázorněny na obr. 8 [8].



Obr. 8 Změna velikosti austenitického zrna závislá na žíhacích časech (a) a křivky napětí-deformace (b) vzorků TWIP ocele s rozdílnými velikostmi zrn [8]

Tabulka (tab. 3) naznačuje optimální mechanické vlastnosti jako schopnost mechanického zpevnění (WHC), kterých se může dosáhnout změnou velikosti zrna. Kromě toho se mechanické dvojčatění zvyšuje s rostoucím aplikovaným napětím. Vysoká hodnota okamžitého mechanického zpevnění, díky hranicím mechanického dvojčete, vylepší rovnoměrné prodloužení [8].

Tab. 3 Tahové vlastnosti TWIP oceli při různých velikostech zrna [8]

Velikost zrna	Mez kluzů	Max.pevnost v tahu	Mechanické zpevnění	WHC	Prodloužení	Rovnoměrné prodloužení
$\mu\text{m}$	MPa	MPa	MPa	MPa	%	%
2,1	572,0	825,0	253,0	294,6	47,2	39,8
4,7	404,4	723,8	319,0	349,8	68,4	56,5
11,4	311,9	648,1	336,2	339,8	75,9	63,1
23,7	208,6	575,4	366,8	318,2	82,4	70,0
72,6	123,1	519,4	396,3	295,5	85,0	76,3

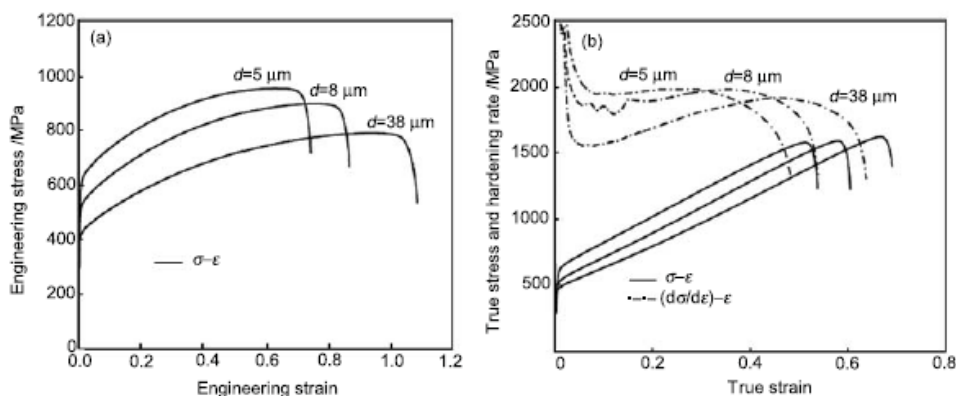
Vliv velikosti zrna na vznik martenzitu ve vysoko manganové TWIP oceli naznačuje, že objemový zlomek  $\alpha$ -martenzitu roste se zvyšující se velikostí austenitického zrna, ačkoli hodnota pravděpodobnosti vrstevné chyby ( $P_{sf}$ ) neukazuje velké rozdíly u vzorků s rozdílnými hodnotami velikosti austenitického zrna za podmínkami kalení ve vodě. Pevnost roste a prodloužení klesá se zmenšující se velikostí zrna. Rychlost mechanického zpevnění jemnozrnné oceli zůstává nezměněna, na střední hodnotě pevnosti, ale u hrubozrnné oceli se neustále zvyšuje na vyšší úroveň pevnosti, (tab. 4). Ocel vykazuje mimořádně vysoké

prodloužení s přiměřeně vysokou pevností. Mez kluzu ( $R_e$ ) a maximální pevnost v tahu ( $R_m$ ) vzrůstá s klesající velikostí zrna, při prodloužení je tomu naopak [8].

Tab. 4 Vlastnosti v tahu při pokojové teplotě ocele Fe-28Mn-9Al-0,8C s různými velikostmi zrn[8]

$d_A(d_{AT})$	Mez kluzů	Maximální pevnost v tahu	Rovnoměrné prodloužení	Prodloužení
$\mu\text{m}$	MPa	MPa	%	%
5 (3,5)	633	955	59,8	70,9
8 (6,7)	539	903	69,8	82,3
38 (14)	440	843	89,3	100,3

Typické křivky mechanického napětí – deformace se třemi různými velikostmi zrn jsou na obr. 9(a). Vliv velikosti zrna na mechanické zpevnění oceli je zobrazen na diagramu rychlosti mechanického zpevnění vůči skutečné deformaci, překrytý křivkami závislosti skutečného napětí-deformace na obr. 9(b). Rychlost mechanického zpevnění jemnozrnné ocele ( $d = 5\mu\text{m}$ ) zůstává konstantně zvýšená na skutečné deformaci  $\sim 0,3$  a pak klesá. Naopak rychlost mechanického zpevnění hrubozrnné ( $38\mu\text{m}$ ) oceli je nižší než u jemnozrnné oceli v počátečním stádiu plastické deformace, ale zvyšuje se souvisle s rostoucí pevností ke skutečné deformaci  $\sim 0,5$  (dosažení konečné hodnoty u jemnozrnné oceli) [8].



Obr. 9 Křivky napětí-deformace Fe-28Mn-9Al-0,8C se třemi různými velikostmi zrn, zkoušené při teplotě  $25^\circ\text{C}$  s počáteční rychlostí deformace  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  (a), křivky skutečného napětí-deformace a příslušná rychlost mechanického zpevnění jako funkce skutečného napětí (b)[8]

Souvislé zvyšování rychlosti mechanického zpevnění vysoko manganové Fe-Mn-Al-C austenitické oceli, vede k mimořádně vysokému prodloužení  $\sim 100\%$ . Toto je přičítáno tvorbě a zvyšování mikro-pásků, tzn. plasticitou indukované mikropásky. Mikro-pásky ve vysoko manganové Fe-Mn-Al-C austenitické oceli jsou typické a obvykle procházejí zrnem. Proto jejich délkové měřítko má stejné uspořádání jako velikost zrna. Proto je možné, že

mechanické zpevnění pomocí plasticity indukovaných mikro-pásků proběhne v jemnozrnné oceli dříve než v hrubozrnné oceli [8].

Pevnost a plasticita TRIPLEX ocelí i zúžení (RA) hraje důležitou roli při studiu deformačních mechanismů a šíření vad. Je známo, že materiálové vlastnosti jsou silně závislé nejen na teplotě a realizovaném deformačním mechanismu. Transformační procesy hrají také roli. Během procesů ochlazování zpevnění materiálů vzrůstá a ve většině materiálů, zvláště na bázi C-Mn, může být pozorován propad plasticity odpovídající v přibližné oblasti 600-700°C a 850-1000°C. Vytvořené praskliny se šíří podél primárních austenitických hranic zrn. Mikroskopické lomy vykazují houževnatý vzhled s tvorbou a růstem mikrokavit. Deformační rychlost také hraje roli, protože během pomalé deformační rychlosti se mohou uskutečnit difuzní procesy na rozdíl od rychlejší deformační rychlosti, která podporuje příznivěji dopad na zúžení (RA) [17].

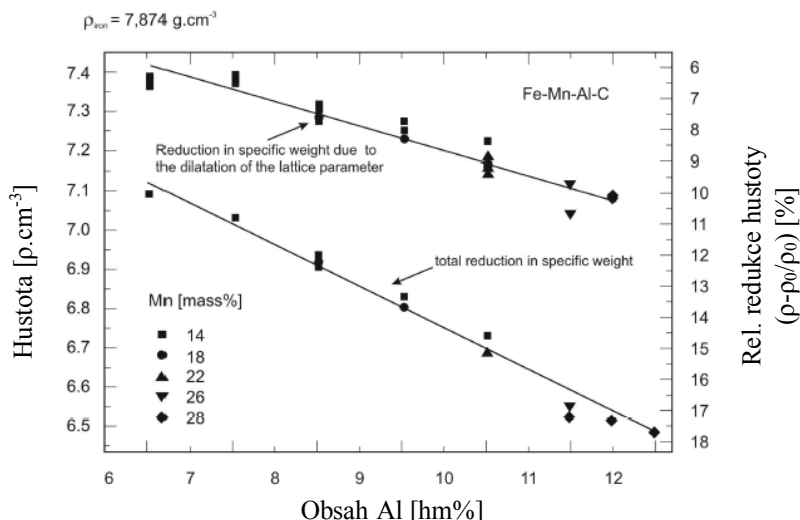
V lité oceli TRIPLEX je situace spíše složitější. Nejdříve TRIPLEX oceli po odlití a po válcování vykazují základní FCC strukturu s minimem  $\delta$ -feritu díky vysokému obsahu Al (např. přes 6%). Jednoosý stav napjatosti se drží během všech deformačních procesů. Vyšší přísada Al znamená větší komplikace během výroby daných typů ocelí následkem jejich vysoké afinity na kyslík a také vazby na dusík. Pro optimální vlastnosti TRIPLEX oceli by měl být vyvážený obsah Mn, C a Al podle Schumanova diagramu [14, 17].

Zvýšené mechanické vlastnosti jsou dány realizací mechanického dvojčatění a interakcí dislokací jakožto doplňkové charakteristiky martenzitické transformace. Poměrně nízká úroveň SFE při teplotě kapalného dusíku (-196°C) podporuje realizaci mechanického dvojčatění, které vyvolává rozvoj vysokého deformačního zpevnění a s tím spojenou zvýšenou plastickou odezvu [10].

Mechanické vlastnosti a dynamické deformační stárnutí soustavy Fe-30Mn-3Al.1,0C jsou charakterizovány dosažením maximálního prodloužení až okolo 90% a doplněny postupným nárůstem pevnosti za teploty 250°C. Důležitým mechanismem, který se v daném případě uplatnil, byla difúze atomů uhlíku na krátkou vzdálenost k hranovým dislokacím a jejich následné uchycení u zmíněných poruch. Ze studia vlivu přísady Al na změnu mikrostruktury vyplynulo, že přísada Al četnost výskytu deformačních dvojčat sníží ve srovnání s materiálem bez této přísady. Rozdílné chování je připisováno vlivu Al na dosahovanou úroveň SFE matrice. Dochází k jejímu zvýšení a to se projeví v nižší četnosti tvorby dvojčat [10].

Nedílnou součástí zpracování jsou i údaje o dosahovaných mechanických vlastnostech materiálu kategorie TRIPEX o nižší měrné hmotnosti. Popisované výsledky budou

diskutovány z hlediska mikrostrukturních parametrů, realizovaného deformačního mechanismu a dosahovaného zpevnění, vzhledem ke konvenčním typům ocelí [10].

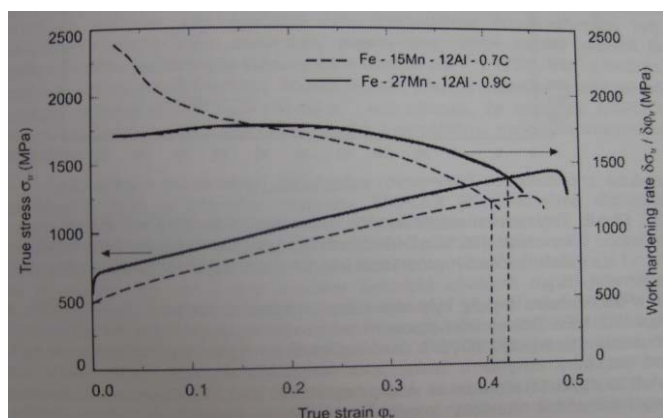


Obr. 10 Hustota vynesená v závislosti na obsahu Al v různých soustavách Fe-Mn-Al-C při obsahu Mn mezi 14-28%. Dolní závislost reprezentuje celkové snížení hustoty, horní závislost popisuje snížení hustoty vyvolané expanzí austenitu [10]

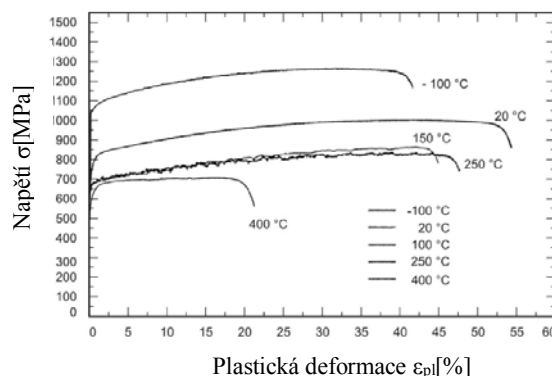
Pokles měrné hmotnosti s rostoucím obsahem Al v materiálu TRIPLEX je uveden na obr.1. Na tomto obrázku jsou vyneseny změny měrné hmotnosti při různých obsazích Mn. Lineární vztah mezi měrnou hmotností a koncentrací Al v hodnoceném materiálu představuje spodní závislost. Minimální hodnota  $\rho \leq 6,5 \text{ g/cm}^3$  byla zjištěna při nejvyšším obsahu Al. Odpovídá to 17% snížení měrné hmotnosti. Celkové snížení hmotnosti spoluexistujících fází FCC a BCC je dáno nižší střední měrnou hmotností slitiny a podstatným snížením atomární hustoty v elementární mřížové buňce. Tato změna souvisí s efektivní expanzí mřížky v návaznosti na odlišné atomové poloměry. Rozpuštěné atomy Al ( $r_{\text{Al}} = 0,14 \text{ nm}$ ) jsou ve srovnání s atomy Fe ( $r_{\text{Fe}} = 0,126 \text{ nm}$ ) velice podobné. Atomy Mn přispívají v tuhém roztoku k dosažení nižší úrovně měrné hmotnosti v souvislosti s jeho vyšším atomárním poloměrem ( $r_{\text{Mn}} = 0,134 \text{ nm}$ ) než je  $r_{\text{Fe}}$ . Toto vede ke zvýšení mřížového parametru mřížky FCC matrice. Horní lineární závislost uvedená na obr. 10 ve sledovaném mezním případě dosahuje relativního snížení měrné hmotnosti okolo 10%. Tento účinek je vyvolán pouze mřížkovou dilatací [10].

Závislost skutečného napětí a deformace, včetně závislosti rozvoje deformačního zpevnění, zjištěné u materiálu konstituovaného na bázi 27Mn a 12Al a materiálu s podstatně nižším obsahem Mn (15%) jsou uvedeny na obr. 11. Kritéria  $(\delta\sigma_{\text{tr}}/\delta\phi_{\text{tr}}) = \sigma$  je u sledovaného materiálu dosaženo po velké deformaci (0,42) a to odpovídá i výrazné plastické odezvě

posunu zúžení do co nejvyššího stupně deformace. Splnění výše uvedeného kritéria při vysokém stupni deformace vykazuje vysoký plastický potenciál materiálu TRIPLEX [10].



Obr. 11 Závislost skutečného napětí a deformačního zpevnění na skutečné deformaci u materiálu Fe-27Mn-12Al-0,9C a primární modifikace se sníženým obsahem Mn (15%)[10]



Obr. 12 Technické závislosti napětí - deformace materiálu TRIPLEX při teplotách -100 °C až 400 °C [10]

Závislosti napětí – deformace pro variantu materiálu TRIPLEX a pro široký teplotní zkušební interval jsou uvedeny na obr. 12. Při zkušební teplotě -100 °C byly dosaženy vysoké hodnoty pevnosti ( $R_p = 1040 \text{ MPa}$ ,  $R_m = 1200 \text{ MPa}$ ). Počáteční diferenciální exponent deformačního zpevnění ( $\varphi_i < 0,1$ ) dosáhl hodnoty  $n_i = 0,83$ , ta je vyšší než u výše pevných konvenčních hlubokotažných ocelí, kde tato hodnota leží obvykle mezi 0,18 a 0,23. U materiálu TRIPLEX při zkušební teplotě -100 °C bylo zjištěno lomové prodloužení  $\epsilon_f = 40\%$  [10].

Za normální teploty byly stanoveny následující hodnoty:  $R_p = 730 \text{ MPa}$  a  $R_m = 1000 \text{ MPa}$ . Diferenciální exponent deformačního zpevnění byl mírně nižší než při zkoušení za teploty -100 °C. v daném případě  $n_i = 0,58$ . Tato hodnota je vyšší než jak bývá obvykle u austenitické korozivzdorné oceli 18/10(304) [10].

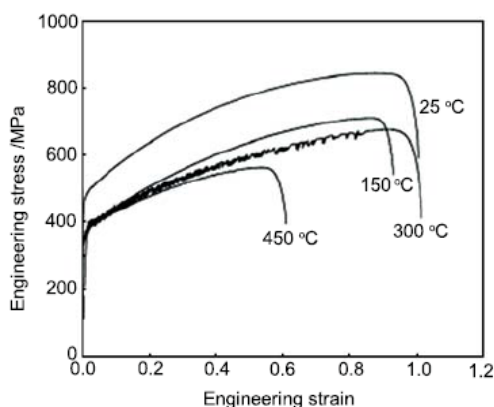
### 3.2.3.2. Vliv teploty deformace na mechanické vlastnosti vysokomanganových ocelí

U TWIP ocelí je dvojčatění převládající nad mechanismem plastické deformace při pokojové teplotě díky jejich nízké SFE. Energie vrstevné chyby je těsně spojená s teplotou a ta má hlavní vliv na mechanické vlastnosti ocelí s deformačním mechanismem. Deformační

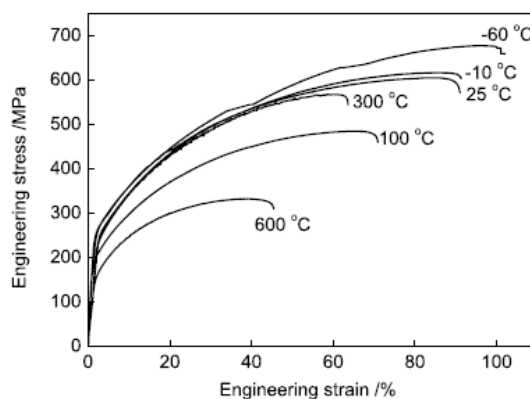
mechanismus a mikrostruktura se budou tedy měnit s teplotou deformace, a displacivní transformace může nastat během plastické deformace v závislosti na SFE. Pro SEF nižší než  $18 \text{ mJ/m}^2$  nastává  $\epsilon$ -martenzitická transformace, zatímco u SFE v rozmezí cca  $18 \text{ mJ/m}^2 - 35 \text{ mJ/m}^2$  probíhá mechanické dvojčatění [8, 10].

Obecný směr mechanického chování s teplotou deformace je, že pevnost a prodloužení se snižují s nárůstem deformační teploty. Výsledky ukazují, že za podmínky  $21 \text{ mJ/m}^2 \leq \text{SFE} \leq 34 \text{ mJ/m}^2$  v  $25^\circ\text{C} \leq T \leq 100^\circ\text{C}$  deformační dvojčatění je hlavní deformační mechanismus, zatímco skluz je převládající deformační způsob, když je SFE vyšší než  $76 \text{ mJ/m}^2$  při teplotě vyšší  $400^\circ\text{C}$ . Hodnota SFE klesá s klesající teplotou, nižší SFE podporuje deformační dvojčatění a zpomaluje skluz. Deformační dvojčata, utvořená během plastické deformace, mohou být jako překážka dislokačního pohybu, což vede k velkému vlivu mechanického zpevnění, takovému, že vysoká hodnota prodloužení a konečná pevnost v tahu mohou existovat při poměrně nízkých teplotách [8, 10].

U ocelí s vysokým obsahem Al a C může nastat výjimečný stav, kde prodloužení nebude klesat s rostoucí teplotou deformace. Obrázek (obr. 13) ukazuje, že mez kluzu hrubozrnné oceli deformované při  $150 - 450^\circ\text{C}$  nebyla ovlivněna, zatímco ocel deformovaná při  $25^\circ\text{C}$  se stala náchylnější na teplotu. Maximální pevnost v tahu se snižuje s rostoucí teplotou. Celkové prodloužení klesá s rostoucí teplotou s výjimkou oceli deformované při  $300^\circ\text{C}$ . “Pilovité” tečení se vyskytuje u ocele deformované při  $300^\circ\text{C}$  s celkovým prodloužením srovnatelným s křivkou při  $25^\circ\text{C}$ . Tyto charakteristiky potvrzují, že daný efekt při  $300^\circ\text{C}$  je především přisuzován interakci mezi dislokačními a intersticiálními atomy (atomy uhlíku v oceli) spíše než interakci mezi dislokačními a substitučními atomy [8, 10].

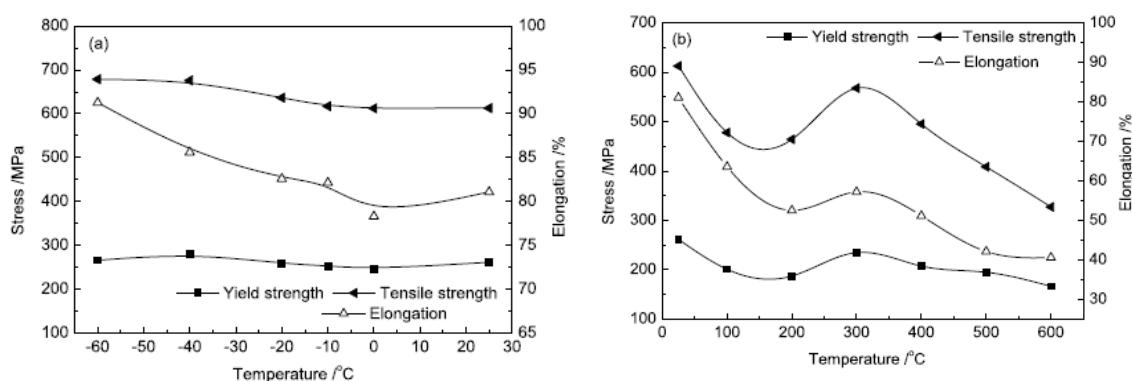


Obr. 13 Křivky mechanické pevnosti-deformace hrubozrnné oceli zkoušené při různých teplotách s výchozí rychlosti deformace  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  [8]



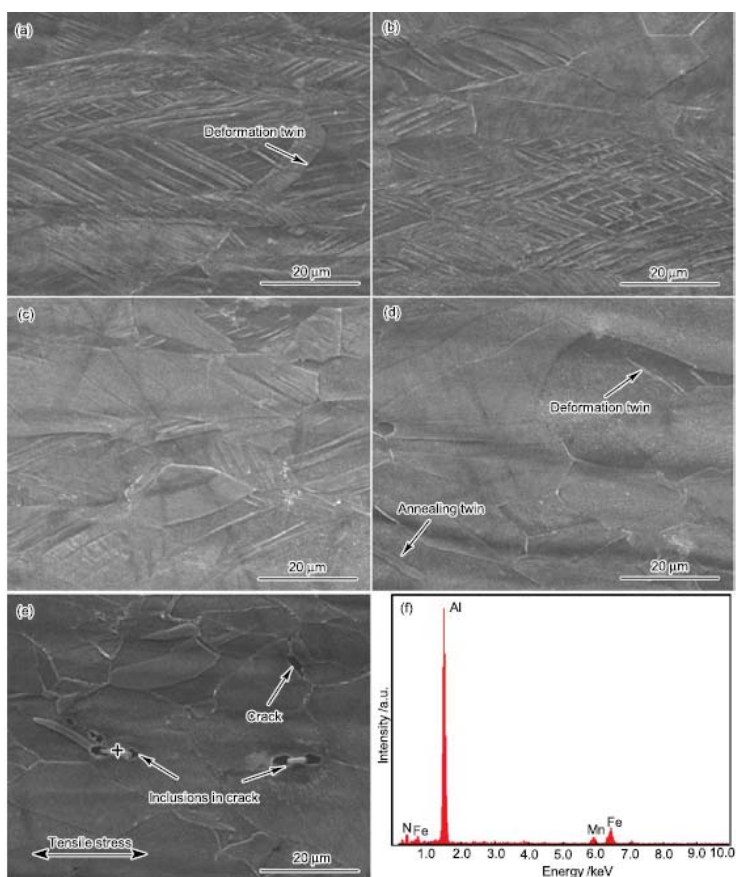
Obr. 14 Křivky mechanického napětí-deformace oceli Fe-23Mn-2Al-0,2C při různých deformačních teplotách [8]

Výsledky tahové zkoušky oceli Fe-23Mn-2Al-0,2C [8] na obr. 15 naznačují, že s rostoucí teplotou deformace pevnost a prodloužení oceli nejprve klesá, pak roste a nakonec klesá. Jejich maximální hodnota se zdá být dosahována při 300°C. S rostoucí teplotou deformace (z -60 na 600°C) roste energie vrstevné chyby oceli a deformační mechanismus je měněn z dvojčatění na skluz. Obrázky ze SEM na obr. 16 ukazují, že vysoká hustota deformačních dvojčat se vyskytuje při nižší teplotě deformace, ačkoli, postupně klesá s rostoucí teplotou. Metoda TEM ukazuje (obr. 17), že vzorky deformované při 600°C vykazují jen dislokace a dislokační buňky v mikrostruktuře. Žádná deformační dvojčata nejsou pozorována po deformaci ocele při 600°C a u hranic zrn se tvoří mikro-prasklinky, jak ukazuje obr. 16(e). Mikro-prasklinka vždy doprovází precipitáty AlN, to je díky skutečnosti, že AlN začínají precipitovat při 600°C [8].

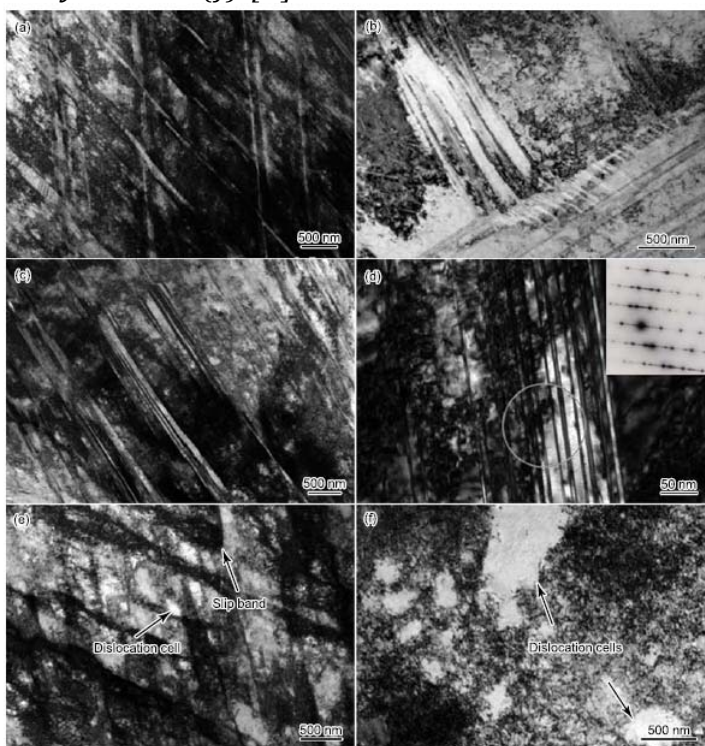


Obr. 15 Změny meze kluzu, pevnosti v tlaku a prodloužení oceli Fe.23Mn-2Al-0,2C s nízkou (a) a vysokou (b) teplotou deformace [8]





Obr. 16 Obrázky SEM ukazují mikrostrukturu TWIP ocele Fe-23Mn-2Al-0,2C deformovanou tahem při -60°C(a), 25°C(b), 100°C(c), 300°C(d), 600°C(e) a EDS výsledky inkluzí (f) [8]



Obr. 17 Obrázky TEM TWIP ocele Fe-23Mn-2Al-0,2C deformované v tahu při -60°C(a), -10°C(b), 25°C(c), 100°C(d), 300°C(e), 600°C(f) [8]



### 3.2.3.3. *Vliv rychlosti deformace na mechanické chování vysokomanganových ocelí*

Rychlost deformace má také vliv na mechanické chování vysokomanganových ocelí podobně jako vliv teploty deformace. Mechanická odezva vysokomanganové ocele v závislosti na typu slitin se liší v pevnosti, prodloužení a deformačním mechanismu s různými rychlostmi deformace [8].

Vliv rychlosti deformace na houževnatost nízkouhlíkové vysokomanganové ocele je závislý na úrovni dynamické rychlosti pevnosti v tahu ( $10 - 1000\text{s}^{-1}$ ). Pevnost a houževnatost materiálů významně roste s rostoucí rychlostí deformace. Pevnost v tahu vysokomanganových ocelí je 957 MPa a jejich prodloužení je přibližně 56%. Ocel Fe-18Mn má vynikající mechanické vlastnosti a dobrou odolnost vůči lomu. Nižší obsah Mn může ale podpořit při vysokém stupni deformace vznik  $\varepsilon$ -martenzitu, což u TWIP ocelí není přípustné [8].

### 3.2.4. **Energie vrstvené chyby**

Energie vrstvené chyby vysokomanganových ocelí typu TWIP a TRIPLEX je klíčovým parametrem určující typ deformačního mechanismu, který nastane ve výše uvedených slitinách [18].

Vlastnosti TWIP a TRIPLEX materiálu jsou závislé na chemickém složení určené úrovni SFE. Energie vrstvené chyby představuje důležitou kvantitativní charakteristiku typu deformace, která nastane v dané vysokomanganové slitině. Níže uvedené deformační mechanismy mohou být detekovány v závislosti na nárůstu SFE [18]:

- a) Dislokační skluz a deformační zpevnění vyvolané transformací martenzitické fáze
- b) Dislokační skluz a procesy mechanického dvojčatění
- c) Dislokační skluz

Slitina TWIP je spojena s SFE vyšší než  $18 \text{ mJ/m}^2$ , která přednostně zajistí deformaci pomocí mechanického dvojčatění. Pohyb je podmíněn skluzem částečné dislokace  $a/6\langle 112 \rangle$ , která vede vrstvené chyby v postupných rovnoběžných rovinách  $\{111\}$ . Krystalografická mikrostruktura dané oblasti je FCC za dvojčatové orientace vzhledem k matici. V případě nižší SFE než  $18 \text{ mJ/m}^2$  se tvoří  $\varepsilon$ -martenzit, jakmile nastane stejný dislokační skluz v každé druhé rovině  $\{111\}$ . Daná deformovaná oblast vykazuje velmi jemné lamely nebo desky tvořené hexagonální strukturou (HCP). Za těchto podmínek

může vzniknout  $\varepsilon$ -martenzit, ačkoli je nevhodný pro TWIP materiál, protože jeho vznik vede k částečnému snížení houževnatosti. TRIPLEX slitina vykazuje mnohem vyšší SFE než TWIP slitina. Energie vrstevné chyby slitiny TRIPLEX by měla ležet v rozsahu 80 – 140 mJ/m<sup>2</sup> [8, 10, 18].

Energie vrstevné chyby může být určena nepřímým přiblížením, které se snaží najít vztah na základě termodynamiky se současným pozorováním deformačních mechanismů použitím TEM tenkých folií, tato metoda je ale velmi komplikovaná a časově náročná. Výpočty jsou založeny na vztahu, který existuje mezi SFE a řídící silou pro  $\varepsilon$ -martenzitickou transformaci. Přiblížení bere v úvahu, že vnitřní vrstevná chyba je ve skutečnosti stejná jako deska  $\varepsilon$ -martenzitu o tloušťce pouze dvou atomových vrstev, která vytváří dvě nové  $\gamma/\varepsilon$  rozhraní. V podstatě SFE definuje dosažený typ deformace v matici a to je způsob jejího matematického určení pro konkrétní chemické složení vysokomanganových slitin. Vychází z molární povrchové hustoty  $\rho$  v uzavřené uspořádané rovině typu {111}, z molární Gibbsovy volné entalpie  $\Delta G$  transformace  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  martenzitickou fází a z povrchové energie mezi fázemi  $\gamma$  (FCC) a  $\varepsilon$  (HCP), která je obvykle v rozsahu 5 - 15 mJ/m<sup>2</sup>, označené  $\sigma^{\gamma/\varepsilon}$  v rovnici (1) [8, 10, 18] :

$$\text{SFE} = 2\rho\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + 2\sigma^{\gamma/\varepsilon} \quad (1)$$

Molární povrchová hustota ( $\rho$ ) je geometricky stanovena pomocí parametru mřížky ( $a$ ) dané slitiny a Avogadrova čísla ( $N$ ) podle rovnice (2). Tento parametr byl měřen při pokojové teplotě a na základě výsledků je zvolena konstantní hodnota tohoto parametru rovná 0,361 nm [8, 10, 18].

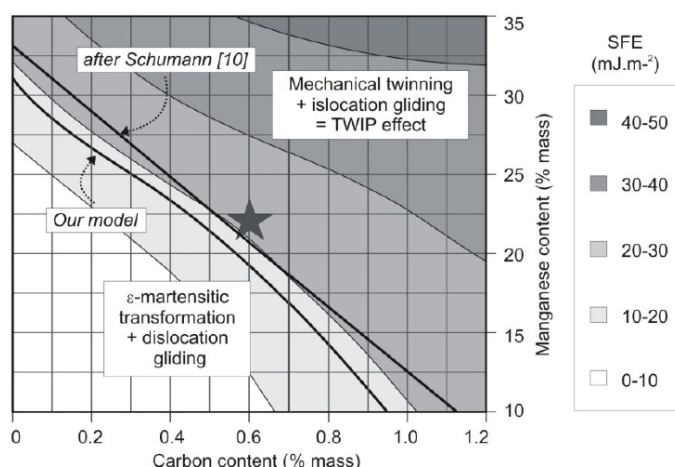
$$\rho = \sqrt{\frac{4}{3}} \frac{1}{a^2 N} \quad (2)$$

Obsah C a Fe výrazně neovlivňuje SFE na rozdíl od obsahu Mn a Al.

Slitiny TWIP s obsahem C (0,65 - 0,85%) nevykazují žádné rozdíly. Ty jsou sledovány s proměnlivou hodnotou Mn (od 10% do 30%) a odpovídají průměrně 26 mJ/m<sup>2</sup>. V případě dobře vyváženého obsahu C odpovídá SFE přibližně 19 mJ/m<sup>2</sup> (pro 20% Mn) a 40 mJ/m<sup>2</sup> (pro 30% Mn) [18].

Na základě výpočtů a použití přibližné hodnoty SFE pro Al celková SFE slitiny TRIPLEX s rozdílným obsahem Mn (obsah Mn 20 a 30%) a obsahem Al 12% odpovídala hodnotě 102 mJ/m<sup>2</sup> (pro 20%Mn) a 131 mJ/m<sup>2</sup> (pro 30%Mn) [18].

Z obr. 18 vyplývá, že hranice mezi uvažovanými konkurujícími mechanismy při uvažovaném obsahu uhlíku (0,6%) leží pro energii vrstevné chyby na úrovni přibližně  $18 \text{ mJ/m}^2$ . Tato hodnota představuje významný údaj pro odhad náchylnosti ke vzniku hexagonálního  $\epsilon$ -martenzitu, tj. napětově indukované fázové přeměně. Tento mechanismus je nežádoucí a konkurenční ke dvojčatovému deformačnímu mechanismu, který je žádanější. Optimální podmínky jsou dosaženy v případě dostatečně vysoké intenzity dvojčatové deformace. Odpovídá to stavu, kdy proces vzniku objemového podílu dvojčatění při dané úrovni aplikované deformace je maximální. To znamená realizaci dvojčatové deformace při potlačení fázové martenzitické přeměny. Může být řazena mezi kritické parametry rozpadu austenitu na martenzit v materiálu Fe-Mn-C. Pokud je úroveň energie vrstevné chyby ternární soustavy vyšší než výše uvedená hodnota, je tvorba  $\epsilon$ -martenzitu potlačena a tím je trvale zajištěna austenitická matrice. Při nižší hodnotě energie vrstevné chyby je tvorba  $\epsilon$ -martenzitu pozorována, jestliže je splněno kritérium dostatečné úrovně indukované deformace [10].



*Obr. 18 Mapa linií konstantní úrovně energie vrstevných chyb (SFE) s vyznačením převládajícího mechanismu v dané oblasti [10]*

Cestou řízené chemické konstituce je možno dosáhnout úrovně SFE, která vede k dosažení optimalizovaného efektu TWIP při deformačním procesu uskutečněném při normální teplotě. U optimalizovaného materiálu TWIP bývá energie vrstevné chyby nejčastěji na úrovni 25 –  $30 \text{ mJ/m}^2$  [10].

### 3.2.5. Aplicační přednosti vysokomanganových ocelí TWIP a TRIPLEX

Tyto materiály jsou charakterizované vysokou úrovní zpevňovací kapacity, která vede k dosažení vyšší tahové pevnosti při současném splnění požadavků s vyšší plastickou odezvou. Realizace těchto vlastností staví daný typ materiálu mezi potenciální konstrukční varianty zejména v automobilovém průmyslu. Příznivá je snadná lisovatelnost konstrukčních

částí, u kterých se výrazně projevují požadavky na vysokou energetickou absorpci při nárazech, případně při jeho využití jako zpevňujícího konstrukčního materiálu [2,6]. Materiálové vlastností při komplexních tvářecích operacích nelze popsat pouze na základě jednoosé tahové zkoušky. Spolehlivější údaje o příznivé tvářitelnosti je možno získat na základě ověření při komplexním hodnocení. Příznivá hlubokotažná odezva materiálu TWIP je dána jeho parametry zpevnění. Toto chování brání výskytu vysoké lokalizované deformace díky její příznivé distribuci během lisovacího procesu. Tato charakteristika předurčuje vysoko manganový materiál pro přednostní volbu na obtížně tvářitelné části [10].

Významné výhody materiálu jako jsou pevnost, plasticita, snížená hmotnost vozidel, včetně dosažení jejich zvýšené bezpečnosti, vyžadují nutnost respektovat určité modifikace v chování této slitiny. Vyšší mechanické vlastnosti vyvolávají potřebu vyšší lisovací síly, včetně nezbytného sledování odezvy vyvolané vyšším zatížením lisovacích nástrojů. Příznivé je, že součásti vylisované z materiálu jsou lehčí, což představuje určitou kompenzaci k výše uvedeným technologickým operacím. Při práci s materiálem TWIP se musí za všech okolností respektovat realizace zpětné pružnosti [10].

Mimořádná pozornost při rozvoji předmětného typu materiálu musí být věnována odezvě materiálu na rázové namáhání. Aplikace materiálu TWIP představuje nový přístup k řešení designu materiálu pro zvýšení bezpečnosti karoserii automobilů. Při hodnocení materiálových charakteristik vysokomanganového materiálu se vychází z úrovně jeho deformovatelnosti při bočním nárazu vozidla. Tato oblast je podstatně menší, než je tomu při frontální kolizi. Existuje zde menší objem, který se může podílet na pohlcení rázové energie. To znamená, že konstrukční zpevnění jako je tomu u dveří, sloupců karoserie a podlahy vytváří reálné předpoklady pro snížení rychlosti vtláčování stranové části při rázu vozidlo/vozidlo [10].

TRIPLEX materiály je možno využít kromě automobilového průmyslu také v oblasti kryogenní techniky a to zejména pro uskladnění a transport zkapalněných plynů. Je také možné tuto slitinu využít jako náhradu austenitické Cr – Ni oceli. To jen v případech, kde není rozhodující odolnost vůči korozi, jako FCC neferomagnetického materiálu o vysoké pevnosti. Nadějně jsou aplikace vysokomanganových ocelí v technické praxi při realizaci špičkových technicko-technologických konstrukčních požadavků [10].

## **4. Experimentální část**

### **4.1. Experimentální materiál a technika řešení**

#### **4.1.1. Experimentální materiál**

Ke studiu vlastností vysokomanganových ocelí bylo použito pět taveb s označením 1 (Fe-27Mn-7Al-0,5C), 2 (Fe-27Mn-7Al-0,5C), 3 (Fe-24Mn-12Al-1,2C), 4 (Fe-28Mn-9Al-0,7C), 5 (Fe-27Mn-2Al-0,18C). Pro studium plasticity za tepla bylo použito dvou litých ocelí typu TRIPLEX s velmi podobným chemickým složením. V oceli s označením 1 byl poměr Ni:Cu roven 1:1, v oceli 2 byl roven 2:1, chemické složení je uvedeno v tab. 5. Studium vybraných vlastností bylo provedeno na třech ocelích typu TRIPLEX s označením 3, 4 a 5. Tyto oceli s vyváženým obsahem Fe mají chemické složení uvedené v následující tab. 6. Oceli byly odlity laboratorně do ingotu o rozměrech 20 x 33 mm v průřezu s délkou 120 mm ve vakuově indukční peci Laybold-Heraus.

#### **4.1.2. Technika použitá při řešení**

Vzorky po odlití pro chemickou a metalografickou analýzu byly připraveny podle následujících kroků v souladu s normou ČSN EN ISO 643 [19]. Řezání ingotů bylo provedeno použitím metalografické řezačky, vzorky byly odebrány v podpovrchové a středové oblasti. Následovala preparace vzorků pro snadnější manipulaci při broušení a leštění. Preparace vzorku byla provedena za tepla. Vzorek umístěný do vyhřívané tlakové nádoby se zasypal práškem ze speciální umělé hmoty. Tato hmota se při současném působení zvýšené teploty a tlaku roztavila a dokonale obklopila studovaný vzorek. Po vychladnutí byl vzorek připraven k broušení. Broušením dochází k odebrání hmoty z povrchu materiálu. Cílem je dosáhnout rovinného povrchu vzorku s minimálním poškozením. Toto poškození je následně odstraněno leštěním. Broušení daných vzorků bylo provedeno ručně na brusných papírech. Nejprve bylo provedeno broušení na papíru s velikostí zrn 2500  $\mu\text{m}$  poté následovalo broušení na jemnějších papírech s velikostí zrna 500 a 200  $\mu\text{m}$ . Po broušení na nejjemnějším papíře následovalo leštění, při kterém již nedochází k úbytku materiálu, ale nastává deformace vrcholů povrchové drsnosti. Leštění bylo provedeno mechanicky na leštícím kotouči z textilního sukna, jako leštící prostředek byla použita hlinka, která je současně jako smáčedlo a chladicí medium. Následným leptáním došlo ke zviditelnění struktury. Vzorky byly ponořeny do leptacího činidla NITAL (směs kyseliny dusičné 2-5ml a doplněná do 10ml etanolem), jako další leptadla byly použity leptadlo označené 1

(H<sub>2</sub>O+lihu+HCl+CuCl<sub>2</sub>) a 2 (glycerin+HF+HNO<sub>3</sub>+HCl), po krátké době vyjmuty a opláchnuty. Struktura a mikročistota takto připravených vzorků byla sledována pomocí světelného mikroskopu OLYMPUS X70 a Carl Zeiss Axio observer A1m.

Chemická analýza byla provedena použitím optického emisního spektrometru LECO GDS 750A. Emisní spektrální analýza určuje kvalitativní i kvantitativní chemickou analýzu kovů a slitin založenou na měření a následném vyhodnocení intenzit vybraných spektrálních čar stanovených prvků. Výsledkem je grafický záznam intenzity signálu jednotlivých prvků na době od počátku analýzy. Tímto grafickým záznamem bylo zjištěno přesné složení daných ocelí TRILPEX. Výsledky chemické analýzy daných ocelí jsou uvedeny v tab. 5 pro studium plastického chování ocelí a tab. 6. pro stanovení vybraných vlastností ocelí [20].

*Tab. 5 Chemické složení ocelí TRIPLEX, pro studium plasticity (hm%)*

Ocel	C	Mn	Al	Si	Fe	S ppm	P ppm	Ni	Cu	N ppm	O ppm
1	0,5	26,6	7,0	0,4	Bal.	189	120	1	1	38,2	6,8
2	0,5	26,7	7,1	0,3	Bal..	215	120	1	0,5	39,2	3,5

*Tab. 6 Chemické složení ocelí TRIPLEX (hm%)*

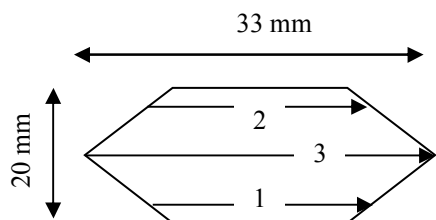
Ocel	C	Mn	Al	Si	Fe
3	1,20	24	12	0,3	Bal.
4	0,70	28	9	0,3	Bal.
5	0,18	27	2	1,0	Bal.

Rozřezané ingoty (20 x 33 x 120 mm) byly válcovány za tepla na laboratorní válcovací stolicí TANDEM VŠB-TU Ostrava, která je vybavena dvěma vratnými stolicemi typu duo. Schéma trati TANDEM je vyobrazeno na obr. 19 [21]. Válcování bylo realizováno po ohřevu materiálu na teplotu 1100°C po dobu 30 - 60 sec. Tento proces byl proveden v elektrické peci pod ochrannou atmosférou. Finální tloušťka válcovaného pásu o šířce 43 mm a délce cca 500 mm odpovídala 1,9 mm. Následovalo ochlazení na volném vzduchu. Teplota doválcování byla 930°C pro oceli 1 a 2, pro oceli 3, 4, 5 byla 950°C. Rychlost ochlazování odpovídala hodnotě 11°C/s.

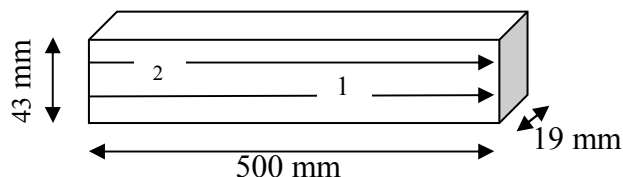


$$HV = 0,1891 \cdot \frac{F}{d^2} \quad (1)$$

Dodané hodnoty SFE byly vypočteny na základě termodynamických podmínek. Dále byl počítán parametr  $(Al+Si)/(C+Mn)$ , kde  $(Al+Si)$  reprezentují feritotvorné prvky a  $(C+Mn)$  odpovídá austenitotvorným prvkům. Dále byl pozorován a matematicky počítán podíl  $\delta$ -feritu.



Obr. 20 Schematické vyobrazení průřezu odlité oceli s vyznačenými oblastmi odběru vzorku



Obr. 21 Schematické vyobrazení vyválnovaného pásu

Z pásků po válcování za tepla (obr. 21) byly připraveny metalografické vzorky všech ocelí, stejný postup přípravy jako při přípravě vzorků po odlití. U ocelí 1 a 2 byly připraveny vzorky vždy po čtyřech kusech. Na takto připravených vzorcích se hodnotila mikrostruktura a velikost zrna. Hodnocení velikosti zrna u všech ocelí (1-5) bylo provedeno v souladu s normou ČSN EN ISO 643 [19]. Na snímky mikrostruktur všech ocelí byly položeny dvě na sebe kolmé úsečky, pomocí kterých bylo počítáno protnutí jednotlivých zrn.

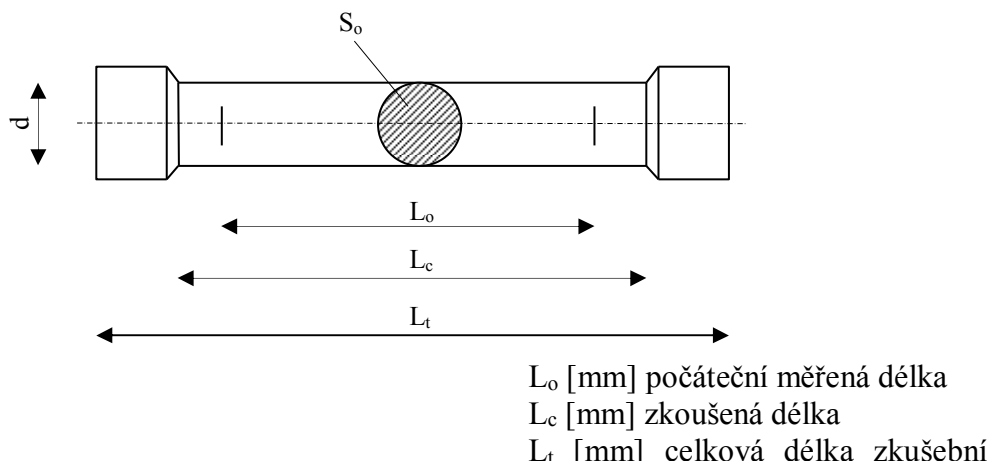
Dále bylo provedeno měření mikrotvrdosti ( $HV_{0,3}$ ) u ocelí 1 a 2 se stejným postupem jako u ocelí po odlití. Schematické znázornění pásu po válcování za tepla s vyznačenými oblastmi je na obr. 21. Podpovrchová oblast ve schématu je označena 2 a středová oblast 1. Mikrostruktura a velikost zrna byly sledovány pomocí světelného mikroskopu OLYMPUS X70.

Z daných taveb ocelí 1 a 2 byly odlity také ingoty o rozměrech 200 x 35 x 20 mm. Po odlití byly ingoty rozřezány a provedla se kontrolní chemická analýza. Tahová zkouška spočívá v deformaci zkušební tyče tahovým zatížením do přetržení. Výsledkem je jedna nebo více mechanických vlastností uvedených v normě. Obvykle se zkouška provádí při okolní teplotě 10 – 35°C nebo za zvýšených teplot. V předloženém případě byla zkouška provedena při 16°C dále pak při teplotách 600, 700, 800, 900 a 1000°C pro stanovení plasticity vyjádřené zúžením.

Tvar a rozměr zkušební tyče závisí na tvaru a rozměrech kovových výrobků, pro které jsou určeny mechanické vlastnosti. Příčný průřez zkušebních tyčí může mít kruhový, čtvercový, obdélníkový, prstencový nebo jiný tvar. Tvar zkušební tyče byl zvolen kruhový a průměr tyče



byl 4 mm a její schematický náčrtek je na obr. 22. Zkušební tyč byla odebrána v souladu s normou ČSN EN ISO 6892-1 a ČSN EN ISO 6892-2 [23, 24]. Plocha počátečního průřezu byla  $12,56 \text{ mm}^2$ , počáteční měřená délka  $L_0$  byla 70 mm podle vztahu  $L_0 = k \cdot \sqrt{S_0}$ , kde  $k$  je 5,65.



*Obr. 22 Schematické znázornění zkušební tyče pro tahovou zkoušku*

Daný typ tahové tyče byl vhodný pro realizaci zkoušky tahem TSM20 INOVA s maximálním zatížením 20kN. Posuv příčnicku odpovídal 1.10-1m/s a teplota vzorků byla měřena pomocí Pt/PtRh termočlánku. Teplota ve vyhřívací komoře byla řízena počítačově.

Pro zkoušení vzorků při vyšších teplotách se prováděl ohřev zkušebních tyčí v grafitové peci. Rychlost ohřevu vzorků byla  $5 \text{ }^\circ\text{C/min}$  a rychlost ochlazování vzorků odpovídala rychlosti  $10^\circ\text{C/min}$ .

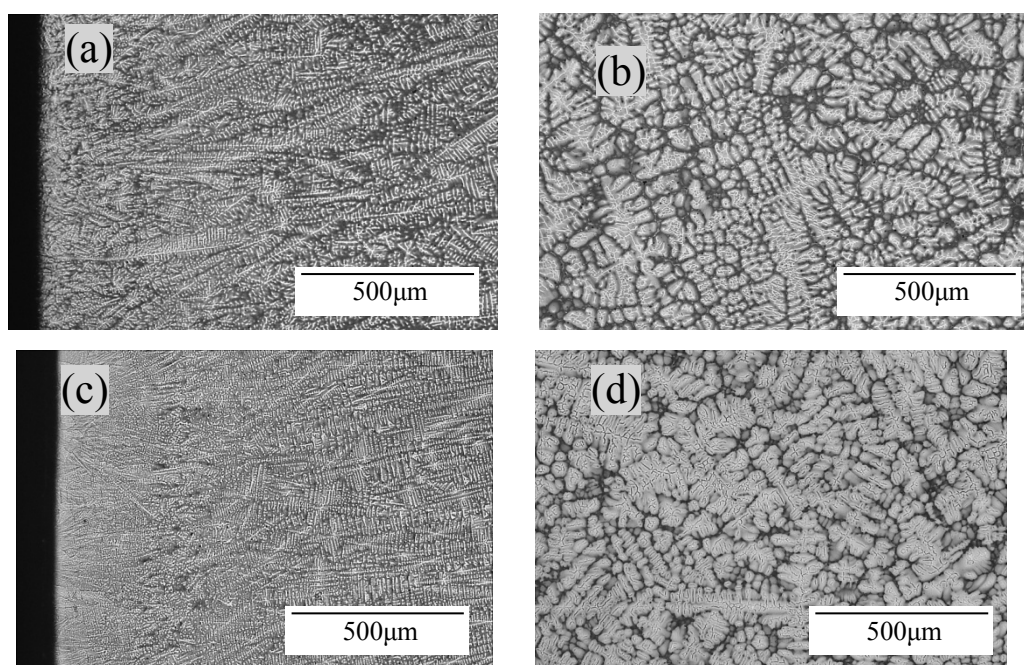
Z mechanických vlastností bylo kromě meze kluzů ( $R_e$ ) a meze pevnosti ( $R_m$ ) také sledováno zúžení (vyjádřené jako  $RA = \text{reduction of area in \%}$ ) zkoušených tyčí jak při teplotě  $20^\circ\text{C}$  tak i za zvýšených teplot. Dále byly pozorovány lomové plochy po těchto zkouškách, které byly sledovány pomocí elektronového mikroskopu SEM JEOL JSM – 6490 LV vybaveného RTG analýzou EDA. Součástí bylo také orientační hodnocení velikosti důlků lomových ploch.

U ocelí 3, 4, 5 byla stanovena velikost zrna (lineární metodou), postup shodný s postupem u ocelí 1 a 2, dále objemový podíl feritu v základní austenitické matici, mikro-analýza obsahu Al v austenitu a feritu (SEM JEOL JSM 6490 LV). Velikost zrna a objemový podíl byl měřen použitím světelného mikroskopu Olympus X70. Po válcování ocelí 3, 4, 5 následovalo stárnutí při teplotě  $500^\circ\text{C}$  po dobu 6, 20 a 30 minut. Pozornost byla věnována také tvrdosti (HV30) jak po válcování za tepla, tak i po stárnutí, měření bylo provedeno na přístroji EMCO TEST-M1C 01. Postup byl shodný s postupem při měření mikrotvrdosti. Vnikací těleso bylo vtlačováno do vzorku zkušebním zatížením o velikosti 30 kg ( $F = 294,2$

N) kolmo k povrchu vzorku. Doba zatěžování byla v rozmezí od 10 do 15s. Dále byly hodnoceny karbidické částice použitím X-ray přístroje DRON s výbojkou (Co) $\alpha$ .

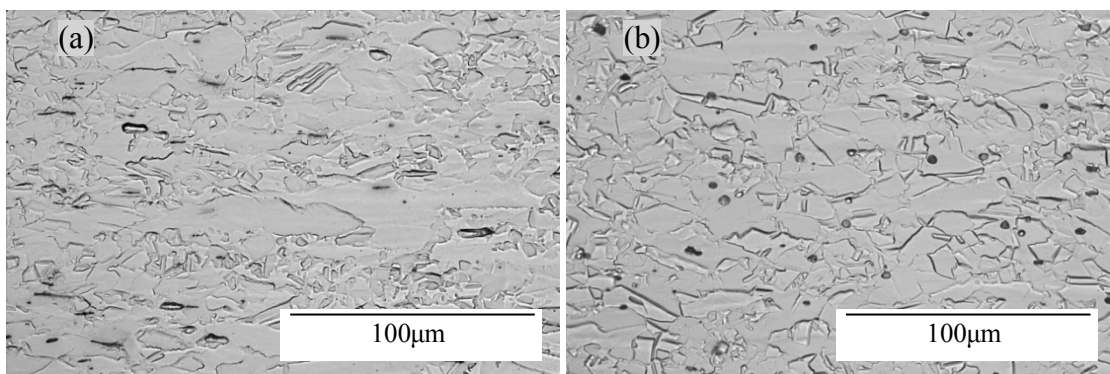
#### 4.1.3. Hodnocení mikrostruktury TRIPLEX ocelí po odlití a po válcování za tepla

Ve stavu po odlití vykazovaly ocele 1 a 2 jemnou dendritickou mikrostrukturu. Mikrostruktury po odlití těchto ocelí v podpovrchové a středové oblasti jsou znázorněny na obr. 23. V podpovrchové oblasti se vyskytují nehomogenity. Inkluze jsou většinou komplexní oxidy na bázi Al, jak bylo i potvrzeno pomocí SEM analýzy. Ocel 1 vykazuje větší znečištění než ocel 2. Mikrostruktura oceli 2 je jemnější a dendritická vykazuje rovnoměrnější orientaci, což můžeme vidět na obr. 23.



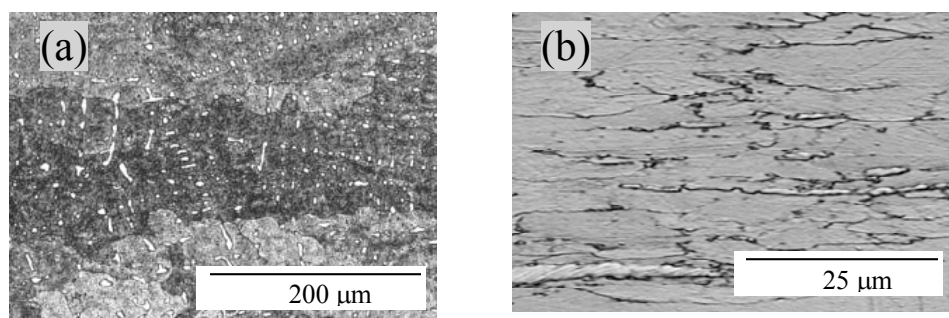
*Obr. 23 Mikrostruktura oceli 1 po odlití v podpovrchové oblasti (a) a ve středové oblasti (b), mikrostruktura oceli 2 po odlití v podpovrchové oblasti (c) a ve středové oblasti (d)*

Mikrostruktury ocelí 1 a 2 po válcování za tepla nevykazovaly značné znečištění. Nicméně byly opět nalezeny (pomocí SEM) oxidické částice na bázi Al a Mn v základní austenitické matici. Tyto částice působí v matici degradačně. Mikrostruktury jednotlivých ocelí 1 a 2 jsou zobrazeny na obr. 24.

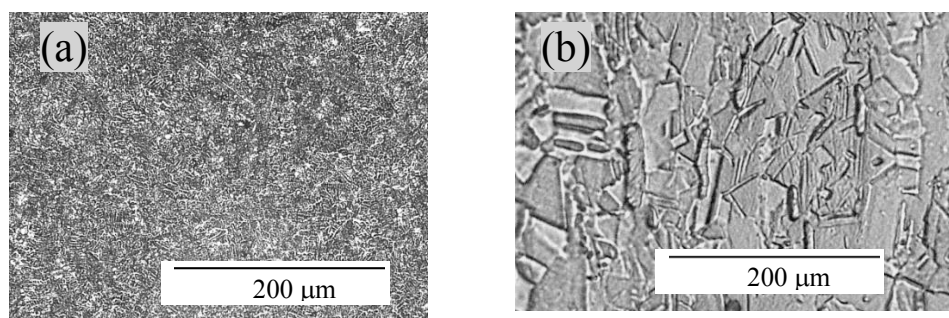


*Obr. 24. Mikrostruktura oceli 1 (a) a 2 (b) po válcování za tepla*

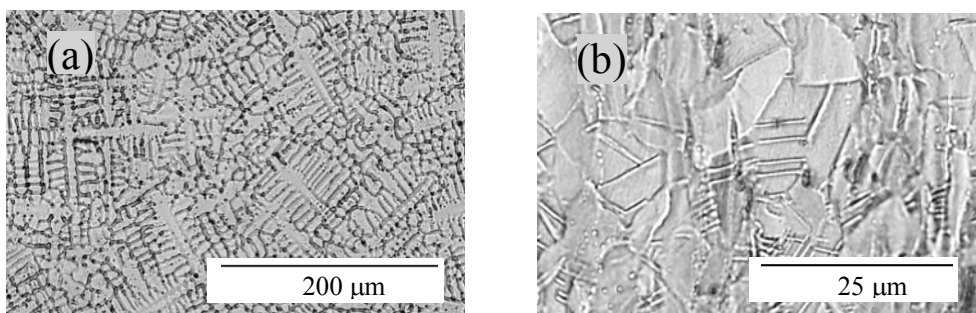
Oceli 3, 4 a 5 měly po odlití mikrostrukturu jemnou, jehlicovitou s velmi jemnými a homogenními oxidickými částicemi. Tato mikrostruktura vyžadovala vhodné válcovací podmínky pro rozpad primární struktury a odstranění malých pórů (nehomogenit), které byly po válcování “svaženy”. Mikrostruktury jednotlivých ocelí po odlití (a) a po válcování (b) jsou na příslušných obrázcích. Mikrostruktura oceli 3 je na obr. 25, oceli 4 na obr. 26 a oceli 5 na obr. 27. Struktura po válcování za tepla vykazuje základní FCC strukturu částečně rekrystalizovanou. Struktury jednotlivých ocelí mají odlišný charakter.



*Obr. 25 Mikrostruktura oceli 3 po odlití (a) a po válcování (b)*



*Obr. 26 Mikrostruktura oceli 4 po odlití (a) a po válcování (b)*



Obr. 27. Mikrostruktura oceli 5 po odlití (a) a po válcování (b)

#### 4.1.4. Výpočet podílu $\delta$ -feritu a parametru podílu austenitotvorných a feritotvorných prvků TRIPLEX ocelí

Základní matrice TRIPLEX ocele je tvořena austenitickou strukturou částečně rekrystalizovanou s různými podíly feritu. Mikrostruktura s výskytem  $\delta$ -feritu je na obr. 27, kde bílé oblasti představují  $\delta$ -feritu. Podíl feritu byl vypočítán podle rovnice (1) [25]:

$$\delta = 33 + 2,6(Al) + 5,4(Si) - 1,6(Mn) - 8,5(C) - 1,2(Ni) - 4,6(Cr) \quad (1)[25]$$

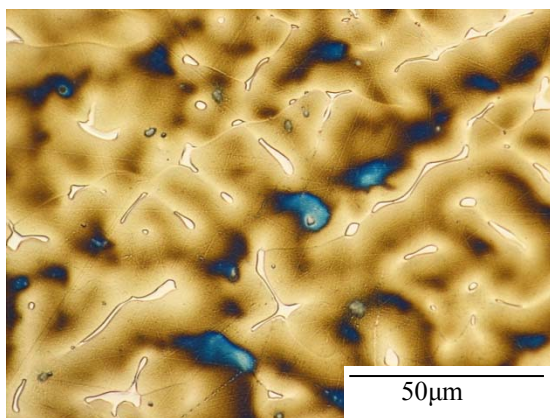
Příklad výpočtu podílu  $\delta$ -feritu pro ocel 1 :

$$\delta = 33 + 2,6(7,1) + 5,4(0,4) - 1,6(26,7) - 8,5(0,5) - 1,2(1) - 4,6(0) = 4,91 \div 5 \%$$

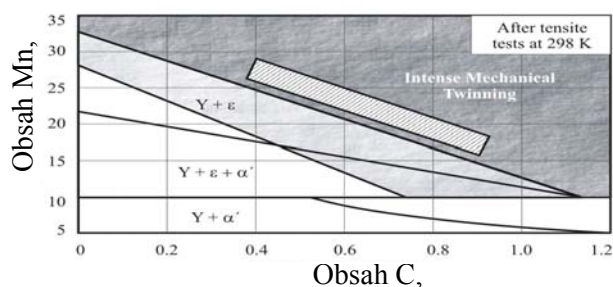
Tab. 7 Podíl delta feritu ocelí 1, 2, 3, 4, 5

Ocel	Podíl $\delta$ -feritu [%]
1	5
2	5
3	7,5
4	2,7
5	0

Podíly  $\delta$ -feritu pro jednotlivé oceli byly shrnuty ve výše uvedené tabulce (tab. 7). Vysoký obsah Al v oceli 3 přispěl k vyššímu objemovému podílu feritu v základní austenitické matici. Použitím SEM a EDA byly analyzovány obsahy Mn a Al v austenitickém a ve feritickém zrna ocele 3. Feritické zrno ukazovalo průměrně 14 obj.% Al, který je 1,2 krát větší než ukázala celková analýza, a tím prokázalo dobrou rozpustnost hliníku ve feritu. V austenitu se zjistilo průměrné chemické složení manganu a hliníku. V případě oceli 5 se pozorovaly deformační pásy. Ocel měla velmi nízké obsahy C a Al a odpovídala prakticky oceli typu TWIP.



Obr. 27 Mikrostruktura TRIPLEX oceli s výskytem  $\delta$ -feritu jako bílé oblasti



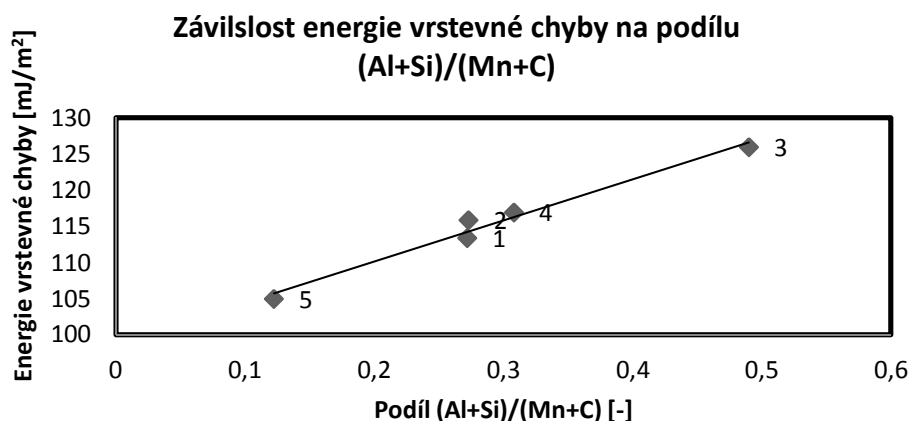
Obr. 28 Diagram fázové stability systému Fe-Mn-C[14]

Ve srovnání se Schumannovým diagramem fázové stability systému Fe-Mn-C (obr. 28) [14], který znázorňuje stabilní oblasti austenitu a martenzitu, lze říci, že oceli 1 a 2 vykazují nejstabilnější fázi, ve které nevznikne  $\epsilon$ -martenzit. Ocel 3 se nachází v oblasti tvorby karbidů  $M_3C$ . Tyto karbidy mohou částečně bránit růstu velikosti zrna během ochlazovacích procesů. Tvorba těchto karbidů není zcela vyloučena v oceli 4, ta se nachází mírně nad ideální oblastí. V našem případě tyto karbidy nebyly pozorovány, jak to vyplývá z obr. 26(b). Chemické složení oceli 5 by mohlo předurčit částečnou  $\epsilon$ -martenzitickou transformaci po deformaci, ale 2% obsah Al posouvá danou ocel do oblasti vyšší SFE a brání tak transformaci  $\gamma \rightarrow \epsilon$ martenzit.

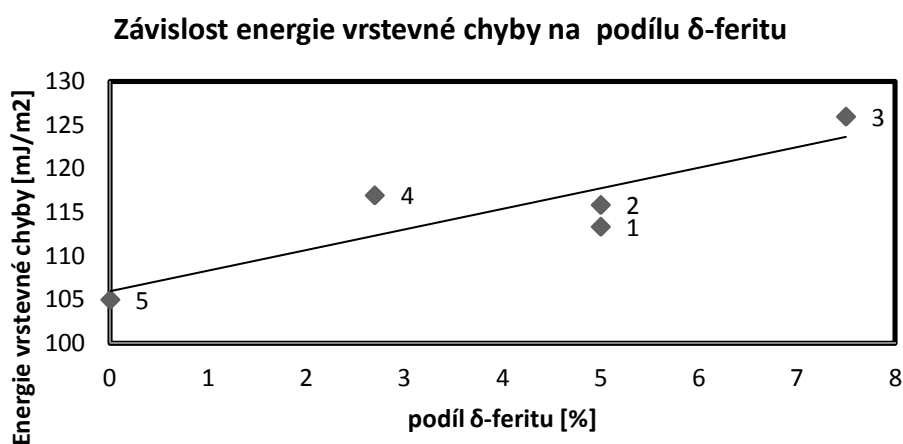
Podíl  $(Al+Si)/(Mn+C)$  je velmi důležitý parametr ve vztahu k SFE. Nejvyšší podíl  $(Al+Si)/(Mn+C)$  odpovídal nejvyšší úrovni SFE. Vypočtené hodnoty podílu  $(Al+Si)/(Mn+C)$  pro jednotlivé oceli jsou níže uvedeny v tab. 8. V této tabulce nalezneme i dodané hodnoty energie vrstevné chyby jednotlivých ocelí. Z tabulky a dále ze závislosti energie vrstevné chyby na podílu  $(Al+Si)/(Mn+C)$  (obr. 29) a ze závislosti energie vrstevné chyby na podílu  $\delta$ -feritu (obr. 30) je patrné, že nejvyšší energii vrstevné chyby má ocel 3 a nejnižší ocel 5.

Tab. 8 Hodnoty parametru  $(Al+Si)/(Mn+C)$

Ocel	(Al+Si)	(Mn+C)	$(Al+Si)/(Mn+C)$	SFE[mJ/m <sup>2</sup> ]
1	7,4	27,2	0,272	113,4
2	7,4	27,1	0,273	115,9
3	12,52	25,5	0,490	126
4	8,89	28,9	0,308	117
5	3,28	26,98	0,122	105

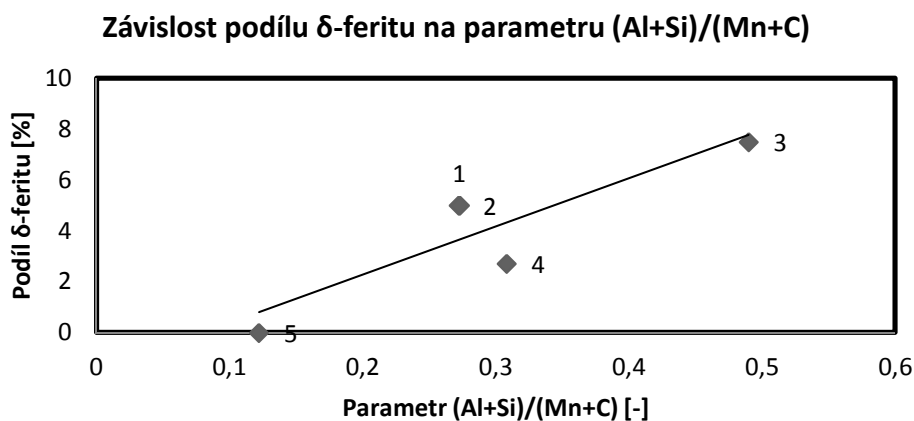


Obr. 29 Závislost energie vrstevné chyby na podílu  $(Al+Si)/(Mn+C)$



Obr. 30 Závislost energie vrstevné chyby na podílu  $\delta$ -feritu

Dále ze závislosti podílu  $\delta$ -feritu na parametru  $(Al+Si)/(Mn+C)$  (obr. 31) je patrné, že vyšší parametr  $(Al+Si)/(Mn+C)$  způsobí vyšší podíl  $\delta$ -feritu, je to dáno také vyšším obsahem přísady Al.



Graf. 3. Závislost podílu  $\delta$ -feritu na podílu  $(Al+Si)/(Mn+C)$ .

#### 4.1.5. Hodnocení velikosti zrna TRIPLEX ocelí

Po válcování za tepla byla hodnocena velikost zrna jednotlivých ocelí. Průměrné hodnoty velikosti zrna u oceli 1 byla v rozmezí od 6,7 do 8,5 a průměrná hodnota všech čtyř vzorků byla 7,98  $\mu\text{m}$ . U oceli 2 byly hodnoty v rozmezí 7,2 až 9,1 a průměrná hodnota byla 8,6. Ocel 3 byla v rozsahu 1 až 13  $\mu\text{m}$ , v průměru 5  $\mu\text{m}$ , ocel 4 ležela v rozmezí 2 až 20  $\mu\text{m}$ , v průměru 7  $\mu\text{m}$ . Velikost zrna ocele 5 byla v rozmezí 2 až 16  $\mu\text{m}$  a průměr odpovídal hodnotě 7,5  $\mu\text{m}$ . Hodnoty průměrných velikostí zrn jednotlivých ocelí jsou shrnuty v následující tabulce (tab. 9).

Tab.9 Vypočítané hodnoty velikosti zrn oceli 1, 2, 3, 4, 5

Ocel	Velikost zrna [ $\mu\text{m}$ ]
1	7,98
2	8,6
3	5
4	7
5	7,5

#### 4.1.6. Hodnocení mikrotvrdosti (HV0,3) a tvrdosti (HV30) TRIPLEX ocelí

Mikrotvrdost oceli po odlití byla hodnocena jen u vzorků z ocelí 1 a 2. Hodnoty HV0,3 ocele 1 byla v rozmezí 176 - 204 a v průměru 192HV0,3, hodnoty v podpovrchové a středové oblasti se významně nelišily. Rozmezí a průměrná hodnota v jednotlivých oblastech odběru jsou seskupeny do tabulky (tab. 10), včetně průměrné hodnoty. Ocel 2 vykazovala hodnotu HV0,3 v rozmezí 178 - 205 a v průměru 190HV0,3. Rovněž jsou hodnoty jednotlivých oblastí, včetně průměrné, uspořádány do tabulky (tab. 10). Hodnoty mikrotvrdosti obou ocelí jsou srovnatelné.

Tab. 10 Mikrotvrdost HV0,3 pro sledované oceli (PO- podpovrchová oblast, SO- Středová oblast, R- rozmezí, SH- střední hodnota) [-]

Oblast odběru	Ocel 1		Ocel 2	
	R HV0,3	SH HV0,3	R HV0,3	SH HV0,3
Po odlití				
PO	176-202	192	178-205	190
SO	184-204	193	178-199	190
Po válcování				
PO	241-278	257,5	220-310	267
SO	245-275	260	241-317	281,5

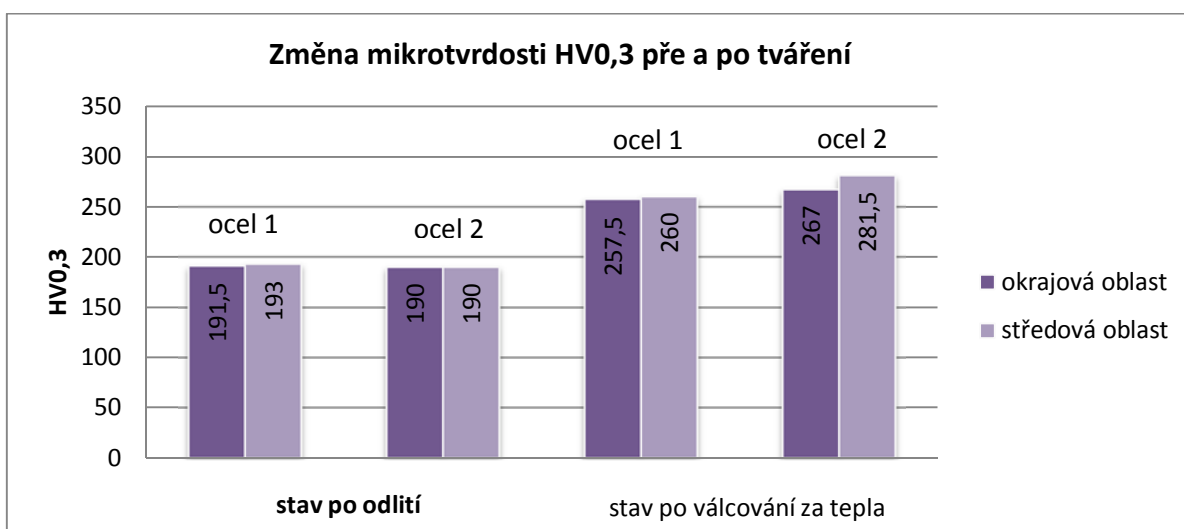


Mikrotvrдость oceli po válcování za tepla je měřena na všech ocelích. Okrajová oblast oceli 1 se nachází v rozmezí 241 - 278, průměrně 257,5HV0,3. Její středová oblast vykazuje hodnoty rozmezí 245 - 275, průměrně 260HV0,3. U oceli 2 se okrajová oblast nachází v rozmezí hodnot od 220 do 310 a průměrná hodnota je 267HV0,3. Středová oblast oceli 2 vykazovala hodnoty v rozmezí 241 - 317, průměrně 281,5HV0,3. Shrnuté výsledky mikrotvrđosti jednotlivých ocelí jsou ve výše uvedené tabulce (tab. 10)

Pro srovnání výsledků mikrotvrđosti ocelí 1 a 2 po odlití a po válcování za tepla jsou hodnoty uspořádané do tabulky (tab. 11) a pro snadnější zorientování také do grafu (obr.32). Lze pozorovat, že došlo k nárůstu mikrotvrđosti u obou ocelí. Za nárůst mikrotvrđosti může výskyt jemných k-karbidu na hranicích zrn.

Tab. 11 Mikrotvrđost ocelí 1 a 2 po odlití a po válcování za tepla

stav oceli	okrajová oblast	středová oblast
po odlití ocel 1	191,5	193
po odlití ocel 2	190	190
po válcování ocel 1	257,5	260
po válcování ocel 2	267	281,5



Obr. 32 Schematické znázornění změny mikrotvrđosti před a po tváření

Měření tvrdosti ocelí 3, 4 a 5 bylo provedeno jen po válcování za tepla. Ocel 3 se nachází v rozmezí 425 - 441, průměrná hodnota byla 432HV0,3. Tvrdost oceli 4 leží v rozmezí 291 - 361, průměrná hodnota byla 305HV0,3. Ocel 5 se nacházela v rozmezí 260 - 265 s průměrnou hodnotou 262HV0,3. Hodnoty tvrdosti HV30 jednotlivých ocelí jsou uspořádané do následující tabulky (tab. 12).



Tab. 12 Hodnoty tvrdosti HV30 ocelí 3, 4, 5

Ocel	Rozmezí HV30	Průměrná hodnota HV30
3	425-441	432
4	291-361	305
5	260-265	262

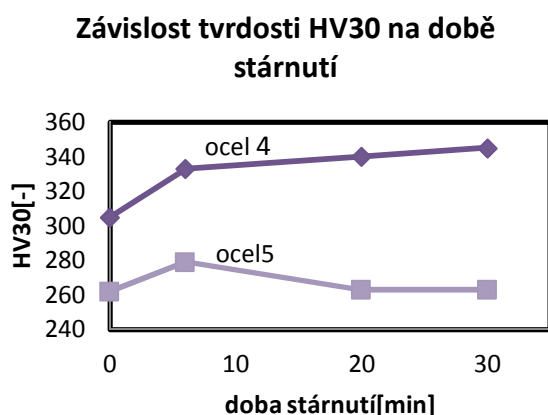
#### 4.1.7. Hodnocení tvrdosti a karbidických částic ocelí 3, 4, 5 po stárnutí

Po válcování a po chlazení z konečné válcovací teploty 950°C se vytvořily hrubší k-karbidy na austenitických nebo feritických hranicích zrn ocele 3. Na rozdíl od ocelí 4 a 5, ocel 3 vykazuje nejvyšší hodnotu uhlíku a nejnižší obsah manganu, proto nebyl mangan schopen udržet uhlík v tuhém roztoku. V souladu s obr. 28 bylo dané chemické složení mimo optimální šrafovanou plochu. Kromě toho Al v oceli 3 přispěl k feritické transformaci do vyššího stupně. Ferit vytlačil hodně vysoký obsah C z feritického zrna do austenitu a nebo na hranice feritických zrn. Tyto k-karbidy na hranicích feritických eventuálně austenitických zrn ocele 3 mohly částečně bránit růstu zrna během ochlazovacích procesů. V ocelích 4 a 5 po válcování se neobjevily žádné k-karbidy, což je vidět na 26(b), 27(b). V oceli 4 a 5 nejsou k-karbidy po tepelném válcování vyprecipitovány a mangan s uhlíkem se drží v tuhém roztoku. To je cílem vysokomanganových ocelí typu TRIPLEX s vysokým obsahem hliníku, takže se může realizovat plasticita indukovaná smykem (SIP efekt). K-karbidy o nano-velikosti mohou vyprecipitovat pouze po stárnutí v primární austenitické matici, a zabezpečit tak vysokou účinnost zpevnění materiálu.

Po válcování za tepla byl proces stárnutí proveden jen u ocelí 4 a 5. V tabulce (tab. 13) a na obrázku (obr. 33) jsou shrnuty naměřené výsledky tvrdostí. Ocel 3 nebyla stárnutá z důvodů tvorby hrubších k-karbidů během procesu válcování a ochlazení na vzduchu. Mikrostruktura ocele 3 po válcování za tepla je vyobrazena na obr. 34, lze pozorovat lobulární částice na hranicích zrn. Předpokladem bylo, že tyto karbidy by mohly jen hrubnout a žádné další by se nevytvářely. Použitím světelného mikroskopu se v mikrostruktuře po nejkratší době stárnutí neobjevily žádné k-karbidické precipitáty. Byl zjištěn pouze 9,2% nárůst tvrdosti HV30. V daném případě průměr tvrdosti odpovídal 333 HV30 u oceli 4. To je důkaz, že velmi jemné pravidelné k-karbidy vyprecipitovaly v matici o nano velikosti. Další nárůst tvrdosti po delší prodlevě stárnutí se může vysvětlit pokračující slabší precipitací k-karbidů o nano velikosti.

V oceli 5 se po 6 minutách stárnutí objevil vyšší nárůst tvrdosti o hodnotě 279HV30, což činilo nárůst tvrdosti o 6,5%. Po delší době stárnutí již nedocházelo k nárůstu. Hodnoty po 20

a 30 minutách naopak klesly na úroveň 263HV30. Výsledky prokazují zhrubnutí karbidů a pokles jejich počtu po 20 minutách stárnutí.



*Tab. 13 Výsledky naměřených hodnot tvrdostí HV30 ocelí 4 a 5 po stárnutí[-]*

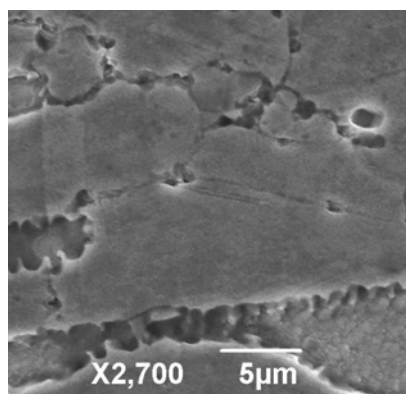
Ocel/čas	0min	6min	20min	30 min
4	305	333	340	345
5	262	279	263	263

*Obr. 33 Závislost tvrdosti HV30 na době stárnutí ocelí 4 a 5*

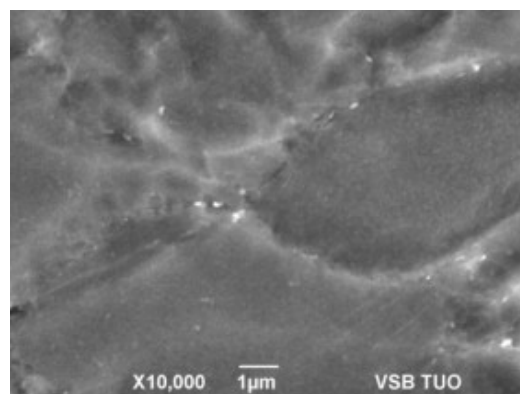
Důvodem nízkého počtu nano k-karbidů mohla být krátká doba stárnutí a také nižší obsah uhlíku ve vztahu k obsahu Mn, Al a Fe. Nejvyšší tvrdost dosažená po 6 minutách může být vysvětlena právě vyprecipitovanými nano k-karbidy.

Hrubší k-karbidy se objevily u hranic austenitických zrn ocele 4, ty jsou vidět na obr. 35 jako bílé částice. Delší doba prodlevy v procesu stárnutí způsobila vyšší počet k-karbidů, protože během delší doby stárnutí mohou vzniknout hrubší k-karbidy mikronové velikosti, jak je patrné z obr. 35. Ty se zvětší na úkor menších a tak se omezí celkový počet k-karbidů.

Po 6 minutách stárnutí vzrostla tvrdost o 17HV30 a přítomnost k-karbidů byla zřejmě pod hranicí detekce při 10000 x zvětšení. V oceli 5 byl obsah uhlíku příliš nízký a nedostatečný k vázání dalších atomů Fe, Mn a Al k vytvoření karbidů typu  $(\text{FeMn})_3\text{AlC}$ .



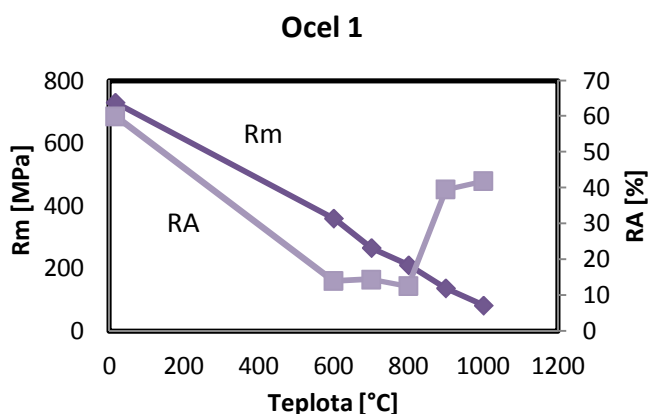
*Obr. 34 Mikrosnímek ocele 3 po válcování za tepla.*



*Obr. 35. Mikrosnímek ocele 4 po 30 minutách stárnutí.*

#### 4.1.8. Vyhodnocení mechanických vlastností tahové zkoušky ocelí 1 a 2

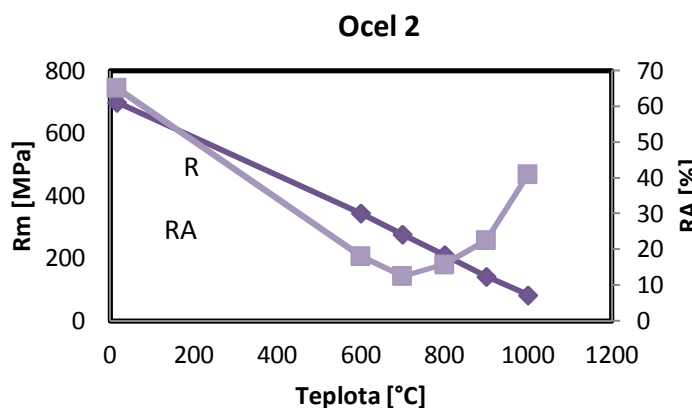
Výsledky mechanických vlastností tahové zkoušky pro jednotlivé oceli jsou uspořádány do následujících tabulek (tab. 14 a tab. 15). Lze pozorovat se zvyšující se teplotou pokles pevnosti a nárůst plasticity. Dále následují závislosti meze pevnosti a zúžení na teplotě pro jednotlivé oceli, ty jsou vyobrazeny na obrázcích (obr. 36) a (obr. 37). Z těchto závislostí lze pozorovat, že mezi tavbami 1 a 2 nejsou přílišné rozdíly. Tavba 1 má hodnoty zúžení (RA) nepatrně nižší a křivka je mezi 600 až 800°C nepatrně širší, může to být přísadou Ni v ocelích, která také „korytko“, rozšiřuje a tlačí jej do nižších pozic. Pokles RA v oblasti 600-800°C u tavby 1 může také v superpozici zhoršovat nepatrně vyšší detekovaný obsah síry (rozdíl 26 ppm S). Částice MnS se váží dobře na AlN a tvoří komplexní částice. Tento komplex v našem případě prakticky byl potvrzen minimálně.



Obr. 36 Závislost meze pevnosti a zúžení na teplotě pro ocel 1 (Rm- mez pevnosti, RA- zúžení)

Tab. 14 Výsledné hodnoty z tahové zkoušky pro ocel 1 (Rm- mez pevnosti, RA- zúžení)

Teplota[°C]	Rm [MPa]	RA [%]
16	729,8	60
600	360,3	14
700	266,2	14,44
800	211,6	12,58
900	137,1	39,55
1000	82,9	41,86



Obr. 37 Závislost meze pevnosti a zúžení na teplotě pro ocel 2 (Rm- mez pevnosti, RA- zúžení)

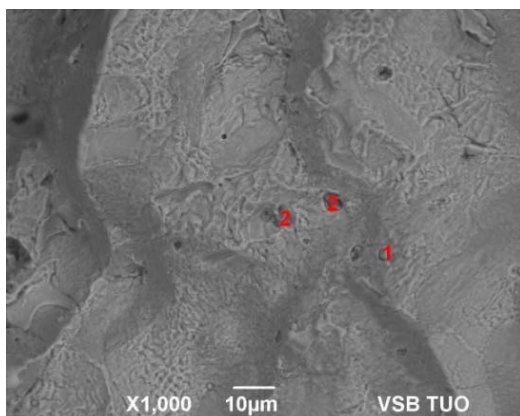
Tab. 15 Výsledné hodnoty z tahové zkoušky pro ocel 2 (Rm- mez pevnosti, RA- zúžení)

Teplota[°C]	Rm [MPa]	RA [%]
16	699,4	65,19
600	343,7	18,1
700	276,2	12,58
800	210,5	15,82
900	142,5	22,56
1000	82,4	41,09

#### 4.1.9. Vyhodnocení lomových ploch po tahové zkoušce oceli 1 a 2

##### 4.1.9.1. Detekce částic na lomové ploše oceli 1 a 2

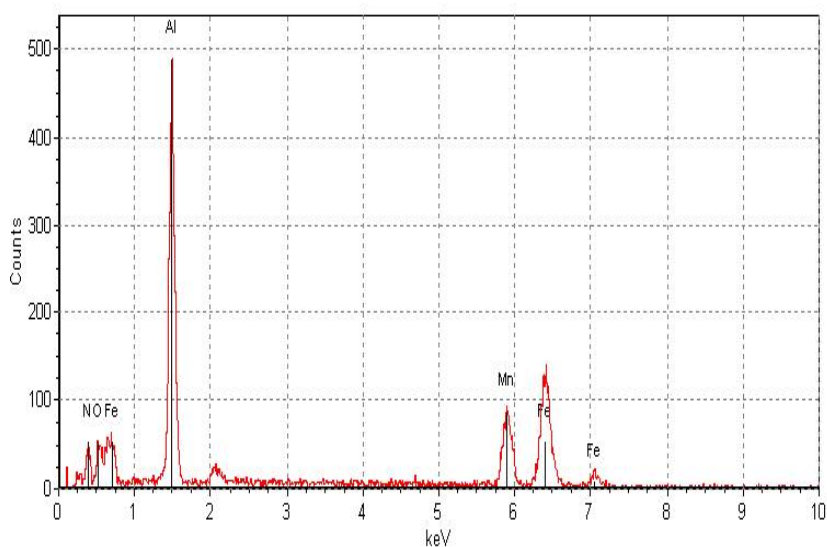
Pomocí elektronového mikroskopu byly detekovány na lomové ploše při 700°C částice AlN. Nitridy hliníku mají hexagonální struktura a jejich kinetika je dosti stabilní [26]. Dusík se také dobře váže na Al. Plasticita v oblasti 700°C je degradována částicemi AlN. Lomová plocha s detekovanými částicemi AlN, resp. Komplexními oxidy je na obr. 38, resp. obr. 39 a tab. 17.



Obr. 38 Lomová plocha oceli 1 při 700°C

Tab.17 Chemické složení detekovaných částic 1 a 2 [hm%]

částice	O	Al	S	Mn	Fe	Se	N
1	24,6	5,02	5,91	41,7	17,0	5,79	-
2	20,66	14,0	5,5	24,9	17,8	8,24	8,92

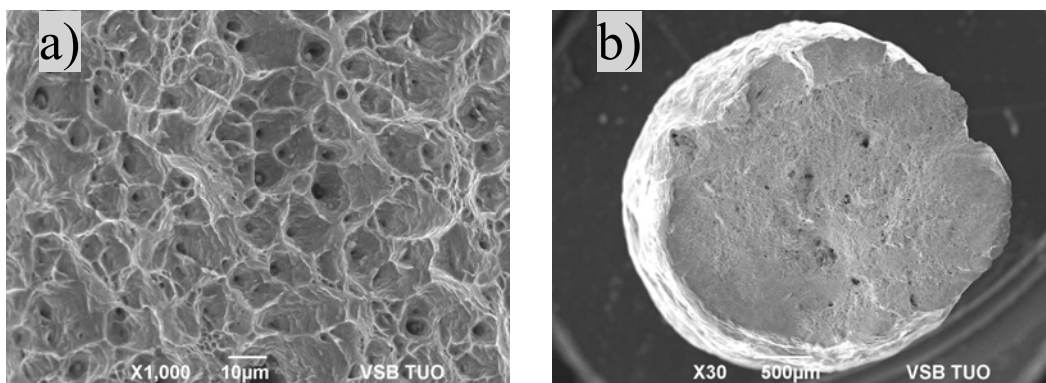


Obr. 39 Záznam analýzy částic 1 a 2 z obr. 38, resp. tab. 17

Následující hodnocení lomových ploch po tahové zkoušce je provedeno zvlášť pro každou tavbu oceli 1 a 2. Lomové plochy jsou pozorovány při teplotách 16, 600, 700, 800, 900 a 1000°C.

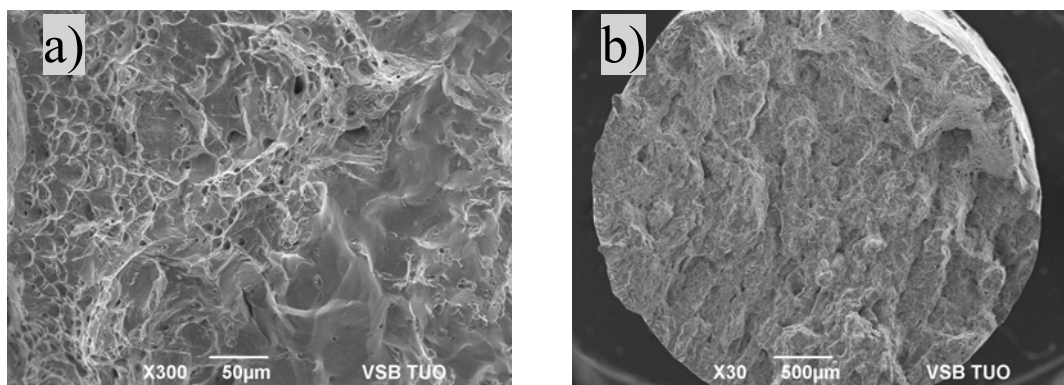
#### 4.1.9.2. *Hodnocení lomových ploch po tahové zkoušce oceli 1 při daných teplotách*

*Lomová plocha při teplotě 16°C* vykazuje transkrystalické tvárné porušení s důlkovou morfologií. Tyto důlky mají hodnotu průměru v rozmezí 1 až 17  $\mu\text{m}$ . V důlcích se nacházejí komplexní oxidické resp. oxisulfidické částice na bázi Al a Mn. Lomová plocha je dokumentována na obr. 40 a) a b)



Obr. 40 Vzhled lomové plochy vzorku 1 při 16°C při 1000 násobném zvětšení a) a při 30 násobném zvětšení b)

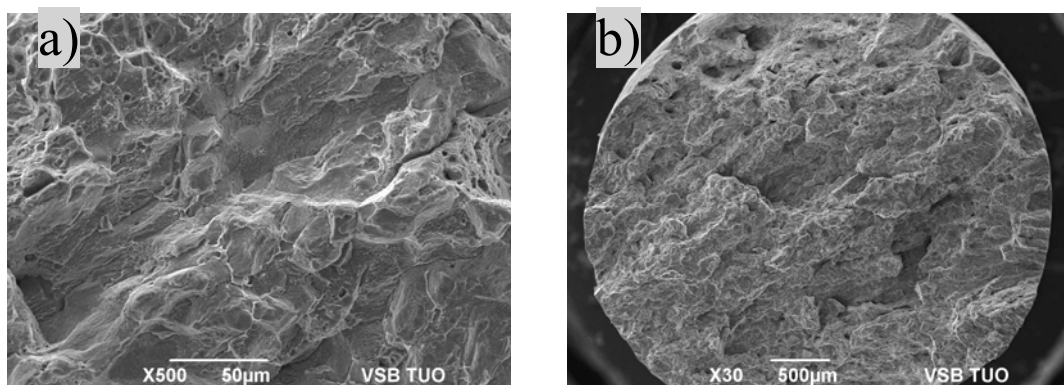
Na *lomové ploše při teplotě 600°C* byly detekovány hladší plochy s komplexními oxidickými částicemi na bázi Al, Mn. Tyto plochy jsou propojené oblastmi tvárných hřebenů. Dále se mohou začít vytvářet i částice  $\text{AlN}$ . Lomová plocha transkrystalického tvárního porušení s důlkovou morfologií je ukázána na obr. 41 a) a b).



Obr. 41 Vzhled lomové plochy vzorku 1 při 600°C při 300 násobném zvětšení a) a při 30 násobném zvětšení b)

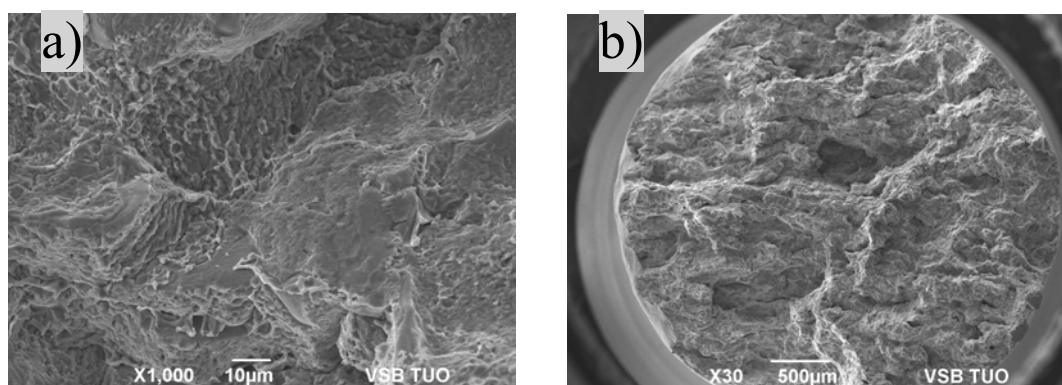
Na *lomové ploše při teplotě 700°C* převládají plochy s hladkými fazetami, počet důlků se vlivem teploty snížil a byly detekovány částice  $\text{AlN}$  (teplotní oblast možného maximálního

výskytu), eventuálně v kombinaci s nižším podílem MnS (komplexní částice). Lomová plocha byla uvedena výše na obr. 38 a dále na obr. 42 a) a b).



*Obr. 42 Vzhled lomové plochy vzorku 1 při 700°C při 500 násobném zvětšení a) a při 30 násobném zvětšení b)*

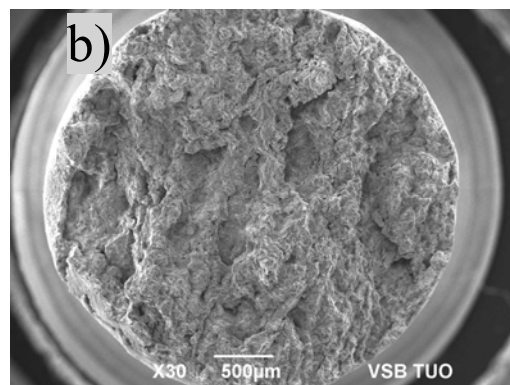
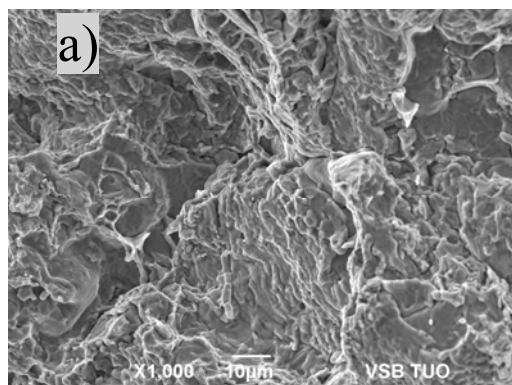
Sledováním *lomové plochy při teplotě 800°C* bylo zjištěno, že se precipitáty AlN nevyskytovaly, ty byly rozpuštěny a zůstaly jen komplexní oxidy. Toto bylo způsobeno vlivem vyšší teploty. Z pohledu mechanických vlastností začíná být materiál plastičtější a také roste i zúžení (vzniká krček). Lomová plocha této oceli je vyobrazena na obr. 43 a) a b).



*Obr. 43 Vzhled lomové plochy vzorku 1 při 800°C při 1000 násobném zvětšení a) a při 30 násobném zvětšení b)*

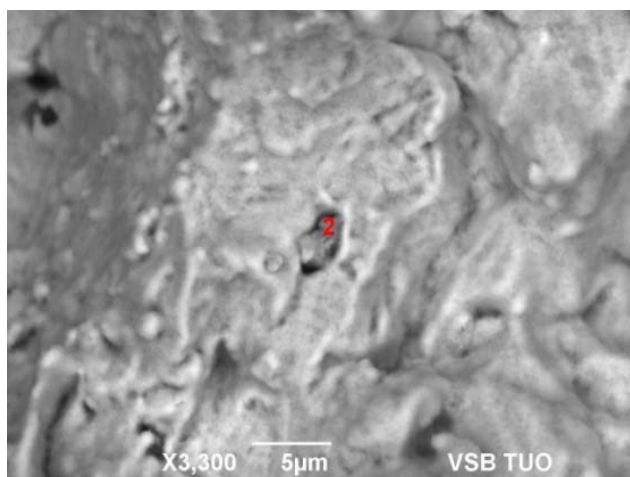
*Lomová plocha při teplotě 900°C* vykazuje transkrystalické štěpné porušení s hladšími fasetami a nižším počtem důlků. Materiál se stává vlivem zvýšené teploty plastičtější a dále narůstá zúžení. Lomová plocha této oceli je dokumentována na obr. 44 a) a b).



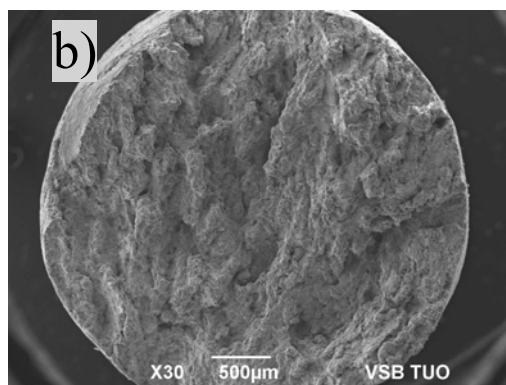
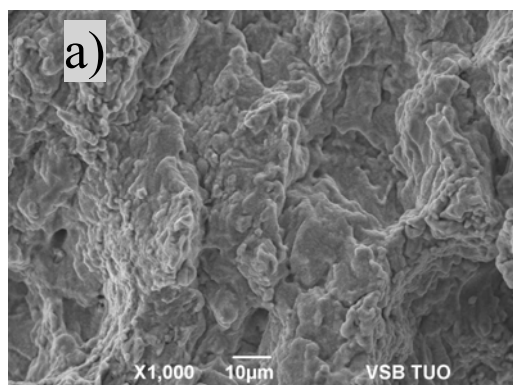


*Obr. 44 Vzhled lomové plochy vzorku 1 při 900°C při 1000 násobném zvětšení a) a při 30 násobném zvětšení b)*

Na lomové ploše při teplotě 1000°C byly detekovány komplexní oxidické částice typu  $\text{Al}_2\text{O}_3$  a  $\text{MnO}$ . Tyto částice jsou zřetelnější při větším zvětšení a jsou vyobrazeny na obr. 45. Lomové plochy jsou na obr. 46 a) a b).



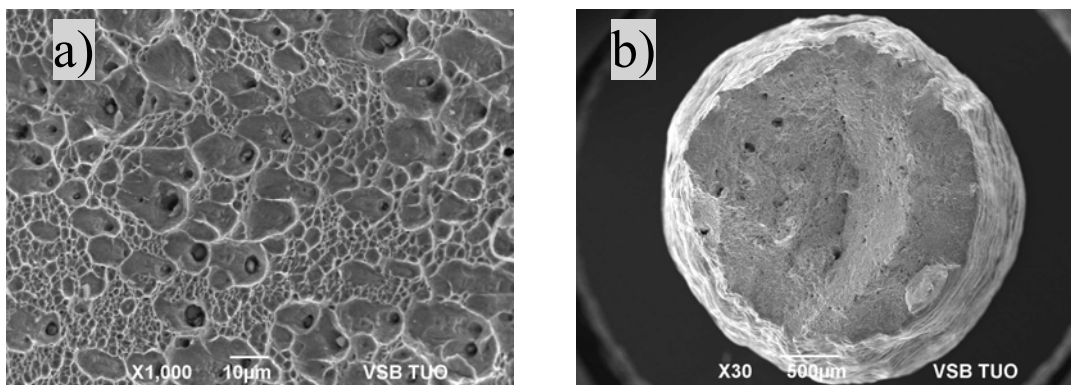
*Obr. 45 Lomová plocha při teplotě 1000° s vyznačenými částicemi  $\text{Al}_2\text{O}_3$  a  $\text{MnO}$*



*Obr. 46 Vzhled lomové plochy vzorku 1 při 1000°C při 1000 násobném zvětšení a) a při 30 násobném zvětšení b)*

#### 4.1.9.3. Hodnocení lomových ploch po tahové zkoušce oceli 2 při daných teplotách

Lomová plocha při teplotě 16°C vykazuje transkrystalické tvárné porušení s důlkovou morfologií. Tyto důlky mají hodnotu průměru v rozmezí 0,5 až 10  $\mu\text{m}$ . V důlcích se nacházejí komplexní oxidické částice na bázi Al a Mn. Lomová plocha je znázorněna na obr. 47 a) a b)

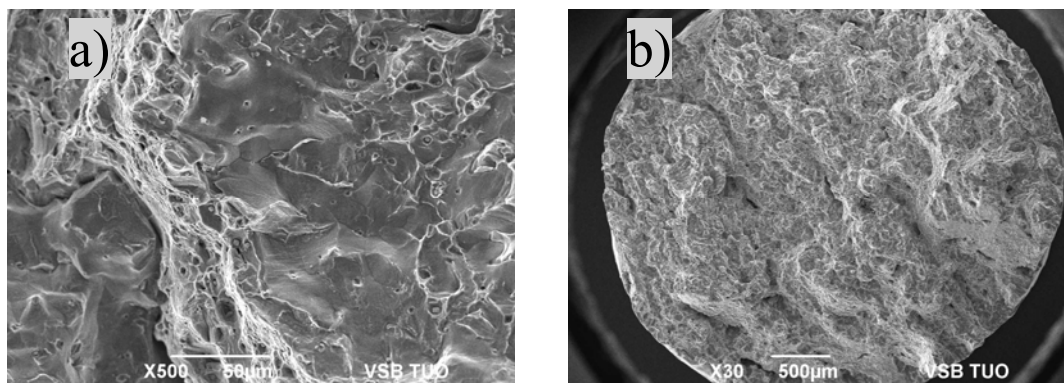


Obr. 47 Vzhled lomové plochy vzorku 2 při 16°C při 1000 násobném zvětšení a) a při 30 násobném zvětšení b)

Na lomové ploše při teplotě 600°C byly detekovány hladší plochy s komplexními oxidickými částicemi především na bázi Al. Tyto plochy jsou propojené oblastmi tvárných hřebenů, ty jsou méně frekventované a úzké. Tvárné hřebeny z pohledu mechanických vlastností udržují plasticitu na vyšší úrovni. Dále se mohou začít ojediněle vytvářet i částice AlN a MnO o velikosti menší než 1  $\mu\text{m}$ , chemické složení je uvedeno v tab. 18. Tato lomová plocha je na obr. 48 a) a b). Detekovaná částice je zobrazena na obr. 49.

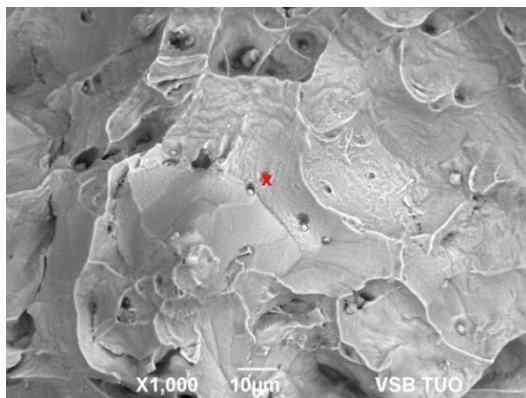
Tab. 18 Chemické složení detekované částice AlN [hm%]

částice	N	O	Al	Mn	Fe	Ni
X	11,87	20,32	0,98	23,16	35,55	0,73



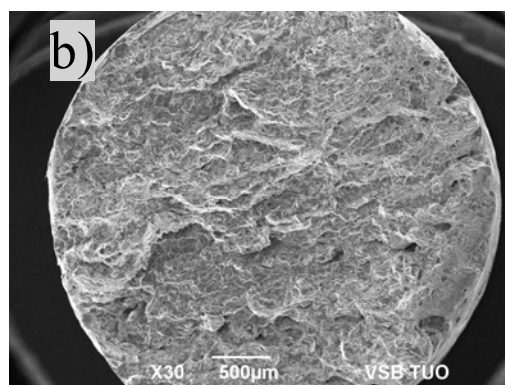
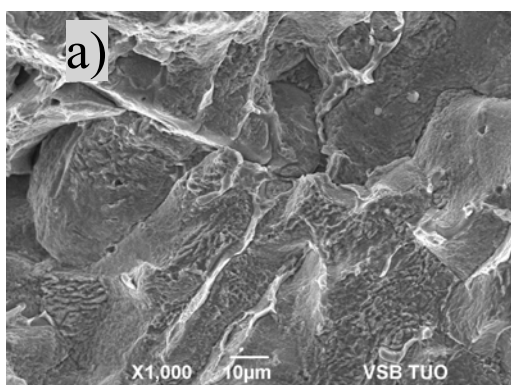
Obr. 48 Vzhled lomové plochy vzorku 2 při 600°C při 500 násobném zvětšení a) a při 30 násobném zvětšení b)





*Obr. 49 Lomová plocha vzorku 2 při teplotě 600° s vyznačenými částicemi AlN*

Na lomové ploše při teplotě 700°C jsou detekovány velmi jemné částice AlN. Některé po zalakování a následném čištění zřejmě vypadly. Lomové plochy (obr. 50) jsou velmi hladké bez většího náznaku výše energetického lomu.

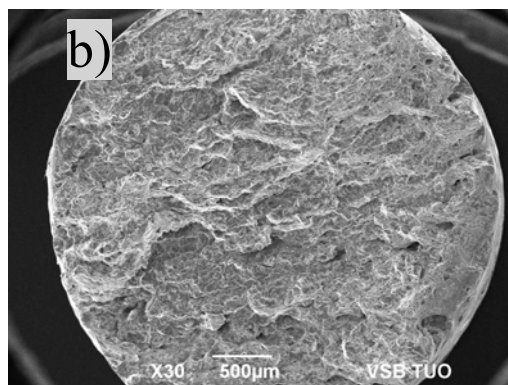
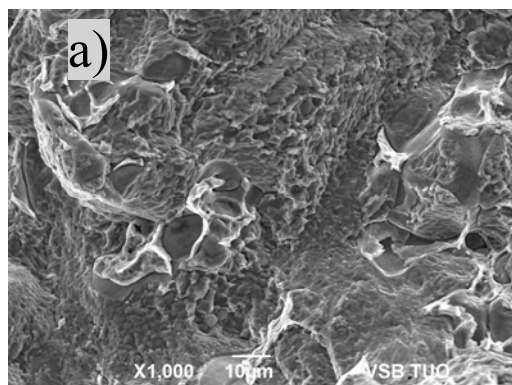


*Obr. 50 Vzhled lomové plochy vzorku 2 při 700°C při 1000 násobném zvětšení a) a při 30 násobném zvětšení b)*

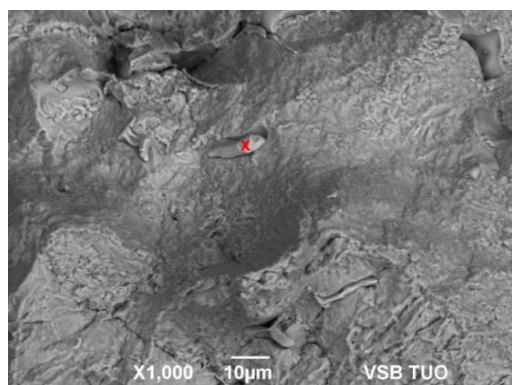
Lomová plocha při teplotě 800°C s transkrystalickým štěpným lomem vykazovala opět velmi nízký podíl tvárných hřebenů. Lomové plochy jsou zobrazeny na obr. 51 a) a b). Dále byly detekovány oxidické vměstky (obr. 52) a jejich chemické složení je uvedeno v tab. 19.

*Tab. 19. Chemické složení detekovaných lidických vměstků[hm%]*

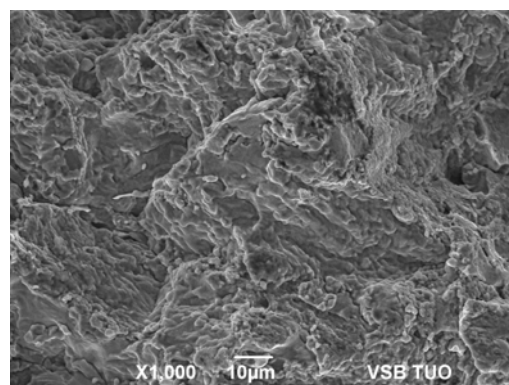
částice	Al	Si	Mn	Ni	Cu	Fe
X	12,27	0,71	18,48	1,6	1,33	Balanc.



*Obr. 51 Vzhled lomové plochy vzorku 1 při 800°C při 1000 násobném zvětšení a) a při 30 násobném zvětšení b)*



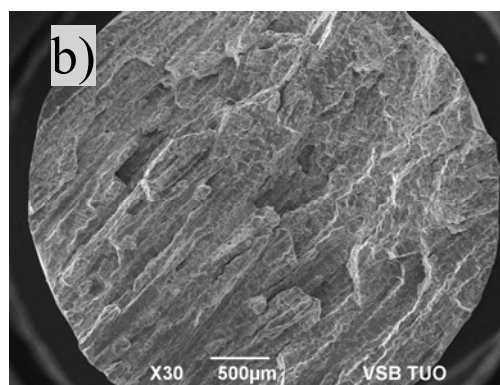
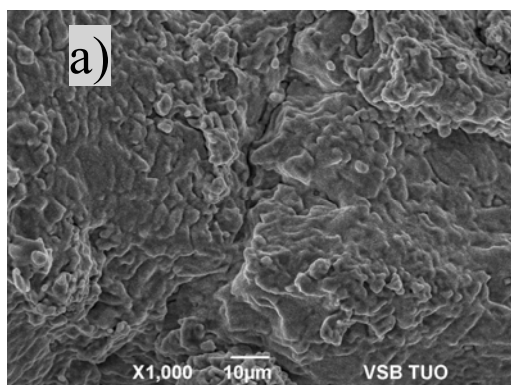
*Obr. 52 Lomová plocha vzorku 2 při teplotě 800° s vyznačenými oxidickými vměstkami*



*Obr. 53 Vzhled lomové plochy vzorku 2 při 900°C při 1000 násobném zvětšení*

Lomová plocha při teplotě 900°C s transkrystalickým štěpným porušení vykazovala jemné tvárné hřebeny. Vlivem vysoké teploty se stává materiál plastičtější. Lomová plocha je vyobrazena na výše uvedeném obrázku (obr. 53).

Lomová plocha při teplotě 1000°C sledována vzhledem k mechanickým vlastnostem vykazuje stoupající plasticitu matrice se stoupající teplotou. Částice AlN jsou dávno rozpuštěny a tažnost za tepla stoupá. Lomová plocha je vyobrazena na obr. 54 a) a b).



*Obr. 46 Vzhled lomové plochy vzorku 2 při 1000°C při 1000 násobném zvětšení a) a při 30 násobném zvětšení b)*

## 4.2. Analýza výsledků

Cílem experimentální práce bylo poukázat na vybrané vlastnosti vysokomanganových materiálů a to slitiny typu TRIPLEX. Základní matrice je tvořena FCC strukturou (austenitem) a dále maximálně 7,5% BCC strukturou (feritem).

Vzorky oceli TRIPLEX měly následující chemické složení: ocel 1 (Fe-27Mn-7Al-0,5C), ocel 2 (Fe-27Mn-7Al-0,5C), ocel 3 (Fe-24Mn-12Al-1,2C), ocel 4 (Fe-28Mn-9Al-0,7C), ocel 5 (Fe-27Mn-2Al-0,18C). Tyto oceli byly odlity a následně byly válcovány za tepla. Na vzorcích po odlití slitiny 1, 2, 3, 4, 5 byla hodnocena čistota struktury, jenž nevykazovala sice enormní znečištění, ale byly detekovány komplexní oxidy hlavně na bázi Al. Parametr  $(Al+Si)/(C+Mn)$  byl srovnáván s dodanou vypočítanou energií vrstevné chyby. Jak se potvrdilo, nejvyšší hodnota tohoto podílu (0,490 u oceli 3) odpovídala nejvyšší hodnotě vrstevné chyby ( $126\text{mJ/m}^2$  u oceli 3) a také nejvyšší hodnotě podílu  $\delta$ -feritu (7,5 u oceli 3). Výpočet podílu  $\delta$ -feritu prokázal, že vyšší příspěvek Al přispívá k vyššímu objemovému podílu feritu, a také nejvyšší podíl feritu vykazovala ocel 3. Mikrotvrдость byla hodnocena jen na vzorcích ocelí 1 a 2 a to jak po odlití, tak i po válcování za tepla. Hodnoty mikrotvrđosti po odlití obou ocelí byly srovnatelné (191HV<sub>0,3</sub> pro okrajovou oblast, 193HV<sub>0,3</sub> pro středovou oblast). Mikrotvrđost po válcování za tepla se projevila nárůstem hodnot v okrajové (267HV<sub>0,3</sub>) i středové (281,5HV<sub>0,3</sub>) oblasti.

Na vzorcích 1, 2, 3, 4, 5 po válcování byla hodnocena také mikrostruktura. Znečištění mikrostruktury tvořily oxidické částice na bázi Al a Mn. Na oceli 3, 4, 5 byla hodnocena tvrdost jen po válcování za tepla. Nejvyšší hodnotu vykazovala ocel 3 (432HV<sub>30</sub>). Na těchto ocelích byly sledovány v rámci možnosti i karbidické částice. Hrubší karbidy (mikronové velikosti) se vytvořily na hranicích austenitických nebo feritických zrn ocele 3. Vyšší obsah Al přispěl k výraznější feritické transformaci, a z feritu byl vytlačován C na hranice  $\gamma$ - $\gamma$ , resp.  $\Gamma$ - $\delta$  feri. K-karbidy o nano-velikosti se tvoří pouze po stárnutí v austenitické matrici, a tím lze zabezpečit vysoké zpevnění materiálu. Materiál oceli 3 měl vysoký obsah C (1,2%) a Al (12%), ale Mn byl ve vzthů k C na nízké úrovni (24%) a nebyl tedy schopen udržet C v procesu tváření v tuhém roztoku, jak to také plyne z diagramů dle Schumana[24]. Dále po válcování těchto slitin následovalo stárnutí při teplotě 500°C po dobu 6, 20 a 30 minut. U oceli 4 byl zjištěn nárůst tvrdosti o 9,2% (333HV<sub>30</sub>). Toto lze přičíst precipitaci jemných pravidelných k-karbidů v matrici  $\gamma$ . Ocel 5 vykazovala nárůst o 6,5% (279HV<sub>30</sub>) po 6 minutách, hodnoty tvrdosti po 20 a 30 minutách klesly na hodnotu 263HV<sub>30</sub>, a to naznačuje zhrubnutí a pokles počtu karbidů. Tato ocel měla také nejnižší obsah C i Al.

Mechanické vlastnosti byly hodnoceny u oceli 1 a 2 pomocí tahové zkoušky. Ta byla provedena při teplotách 16, 600, 700, 800, 900, 1000°C. S rostoucí teplotou pevnost postupně klesala u obou materiálů. Ocel 1 vykazovala nepatrně vyšší hodnoty než ocel 2. Hodnoty plasticity s rostoucí teplotou klesaly maximálně do 800°C. V tomto případě vykazovala ocel 2 o něco vyšší hodnoty než ocel 1. Hodnocení lomových ploch po tahové zkoušce prokázalo přítomnost částic AlN. Které snižovaly úroveň plastického chování. Lomové plochy sledované při daných teplotách vykazovaly zpočátku transkrystalické tvárné porušení s důlkovou morfologií. S narůstající teplotou důlky postupně mizely a tvárné plochy se propojovaly s hladšími, vytaženými fazetami. Materiál se stával znovu plastičtější již od 800°C, kdy se částice AlN rozpouštějí. Při konečné teplotě 1000°C lomová plocha byla v důsledku vysoké teploty plastičtější a vykazovala transkrystalické porušení. Bylo také prokázáno, že přísada Cu byla i v daném případě vysokomanganové oceli udržitelná v tuhém roztoku.

Obecně lze říci, že přísada Al degradovala více nebo méně mechanické vlastnosti. Příčinou bylo nedokonalé vakuum, resp omezené možnosti při laboratorní výrobě ocelí. Dané materiály byly sice vyrobeny v laboratorních podmínkách, ale bez plazmového přetavování, což z hlediska technické aplikace je přínosnější.

## 5. Závěr

Materiály charakterizované jako TRIPLEX o snížené měrné hmotnosti, konstituované na základná bázi Mn-Al-C, které mají majoritně austenitickou mikrostrukturu, mohou po stárnutí vykazovat jemnou disperzi k-karbidů o nano velikosti a minoritní obsah feritické fáze. Pevnost tohoto materiálu je bezprostředně spojena se zpevněním tuhého roztoku, který tvoří matici, a s precipitačním disperzním účinkem k-karbidů. V presentovaném případě k-karbidy o nano velikosti byly prokázány zvýšením pevnostní úrovně po provedení stárnutí (6'-20'-30') u oceli 4. Oceli 3 a 5 neměly vyvážené chemické složení pro dostatečnou tvorbu k-karbidů o mikronové velikosti a také podíl  $\delta$ -feritu byl na nejvyšší úrovni (7,5%), zatímco tavba 5 s 2%Al měla nulový podíl  $\delta$ -feritu a chovala se jako ocel typu TWIP (deformační dvojčata) jak i plyne z obr. 27 b).

Plastické chování materiálu TRIPLEX presentované oceli 1 a 2 prokázalo pokles zúžení v oblasti 600 – 800°C, kdy je možno detekovat částice AlN, které byly také v práci potvrzeny. Přítomné komplexní oxidy, resp. minoritněji sulfidy na bázi Al-Mn přispěly také ke snížení plastických vlastností. Přísada Cu v obou ocelích se neprojevila negativně a Cu se nevytloučila jako elementární prvek.

Díky významnému snížení měrné hmotnosti vlivem přísady Al, Mn, vysoké pevnosti, výborné tvářitelnosti a vysoké odolnosti proti rázovému namáhání lze materiál TRIPLEX pokládat za nadějně aplikovatelný v automobilovém průmyslu, může mít uplatnění také tam, kde se počítá s jeho rotací v kryogenní technice, např. v oblasti uskladnění a transportu zkapalněných plynů. Celkově je možno konstatovat, že uvedený nový typ materiálu je vhodný pro použití v celé řadě technických případů.

## 6. Seznam použité literatury

- [1] Bleck, W., Imlau, J., Phiu-On, K. Modern high manganese steels – SFB761 „Steel ab into,,. *I. Common Conference Materials, Metalurgy and Interdisciplinary Co-working*, Ed. VŠB-TU Ostrava 2008, s. 20-31. ISBN 978-80-248-1843-6.
- [2] MOLLIKOVÁ, E. *Zkoušení materiálů a výrobků* [online]. [2000], [cit. 2012-10-5]. Dostupný z WWW:  
<<http://ime.fme.vutbr.cz/files/Studijni%20opory/zmv/Index.html>>.
- [3] *Ústav materiálových věd a inženýrství: studijní opory BUM, 3SV* [online]. [2009], [cit. 2012-10-7]. Dostupný z WWW:< <http://ime.fme.vutbr.cz/studijni%20opory.html>>.
- [4] PTÁČEK, L., et al. *Nauka o materialu I.1.vyd.* Brno: Akademické nakladatelství CERM,s.r.o., 2003. 516 s. ISBN 80-7204-283-1.
- [5] KOPEC, B, et al. *Nedestruktivní zkoušení materiálů a konstrukcí:Nauka o materialu IV.* 1.vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM,s.r.o. 2008. 572 s. ISBN 978-80-7204- 591-4.
- [6] Hadfield, R.A. Hadfield's manganese steel. *Science. 1888, roč.12, č. 306, s 284-286.*
- [7] Grässel, O., Krüger, L., Frommeyer, G., Meyer, L.W., High strength Fe-Mn-(Al-Si) TRIP/TWIP steels development – properties – application. *International Journal of Plasticity. 2000, roč. 16, č. 10, s. 1391-1409.*
- [8] Chen, L., Zhao, Y., Qin, X., Some aspects of high manganese twinning-induced plasticity (TWIP) steel, *Acta metallurgica sinica.* 2013, roč. 26, č. 1 s. 1-15.
- [9] Mazancová, E., Ružiak, I., Schindler, I., Influence of rolling conditions and aging process on mechanical properties of high manganese steels. *Archives of civil and mechanical engineering.* 2012, roč. 12, č. 2, s. 142-147. ISSN 1644-9665.
- [10] Mazancová, Eva. *Nové typy materiálů pro automobilový průmysl – fyzikálně inženýrské vlastnosti vysokopevných materiálů legovaných manganem a slitin hydridů kovů pro uskladnění vodíku.* 1. vyd. Ostrava: GEP ARTS s.r.o., 2007. 74 s. ISBN 978-80-248-1647-0.

[11] Cooman, B.C., Chin, K-G., Kim, J. *New trends and developments in automotive system engineering: High Mn TWIP steel for automotive applications.*, Edited by Prof. Marcello Chiaberge, 2011. 664 s. ISBN 978-953-307-517-4. Dostupný též z WWW: <<http://www.docstoc.com/docs/136668014/High-mn-twip-steels-for-automotive-applications#>>.

[12] Mazancová, E., Jonšta, Z., Mazanec, K.. Structural metallurgy properties of high manganese Fe-Mn-Al-C alloy. *METAL 2008*, 2008, Hradec nad Moravicí, 7 s. Dostupný též z WWW: <[http://www.metal2013.com/files/proceedings/metal\\_08/Lists/Papers/057.pdf](http://www.metal2013.com/files/proceedings/metal_08/Lists/Papers/057.pdf)>.

[13] *Fázový diagram Fe-Mn* [online]. [cit.2013-2-14]. Dostupný z: <<http://www.calphad.com/iron-manganese.html>>.

[14] Schumann, V.H. Neue Hutte, 1972, roč. 17, č. 10, s. 605-609.

[15] Kim, H., Suh, D-W., Kim, N.J. Fe-Al-Mn-C Lightweight structural alloys: a review on the microstructures and mechanical properties. *Science and technology of advanced material*, 2013, 14, s. 11. Dostupný z WWW: [stacks.iop.org/STAM/14/014205](http://stacks.iop.org/STAM/14/014205)

[16] Scientists working with Georg Frommeyer. *Cooking steel for the car of tomorrow*. Materials Technology.special 09, s. 22-29.

[17] Cagala, M., Mazancová, E., Lichý, P., Blahožová, H., Plasticity of two manganese steels with different Ni a Cu addition. *METAL 2012*, 2012, Brno, s. 672 - 677.

[18] Mazancová, E., Mazanec, K., The stacking fault energy in high manganese alloys. *Materials Engineering*, roč. 16, č.. 2, s. 26-31.

[19] ČSN EN ISO 643. Ocel: Mikrografické stanovení velikosti zrna. Praha : Český normalizační institut, 2003. 40 s.

[20] *Optické emisní spektrometry LECO GDS 750A, Spetruma GDA 750A* [online]. [cit.2013-21-3]. Dostupný z: <<http://katedry.fmmi.vsb.cz/615/oes.htm>>.

[21] *Válcovací trať TANDEM* [online]. [cit.2013-21-3]. Dostupný z: <<http://katedry.fmmi.vsb.cz/UMRTP/czech/tandem.htm>>.

[22] ČSN EN ISO 6507-1. *Kovové materiály: Zkouška tvrdosti podle Vickerse – Část 1: Zkušební metoda*. Praha: Český normalizační institut, 2006. 24 s.

[23] ČSN EN ISO 6892-1. *Kovové materiály: Zkoušení tahem – Část 1:Zkušební metody za pokojové teploty*. Praha: Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a zkušebnictví, 2010. 64 s.

[24] ČSN EN ISO 6892-2. *Kovové materiály: Zkoušení tahem – Část 2:Zkušební metody za zvýšené teploty*. Praha: Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a zkušebnictví, 2010. 24 s.

[25] A.A. Gorni, *Steel forming and heat treatment Handbook*, 2<sup>nd</sup> Ed , Sao Vincente, 2009, Brazil, s.110

[26] M. Korchynský, *Nový vývoj mikrolegovaných ocelí hromadné spotřeby*. Vydáno VUHŽ- Dobrá, 1984, str. 33